HAL
open science

TEXTURE ET ANISOTROPIE PLASTIQUE D'ALLIAGES AI-Li

Jaroslaw Mizera

To cite this version:

Jaroslaw Mizera. TEXTURE ET ANISOTROPIE PLASTIQUE D'ALLIAGES AI-Li. Sciences de l'ingénieur [physics]. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 1993. Français. NNT : . tel-01167294

HAL Id: tel-01167294

https://hal-emse.ccsd.cnrs.fr/tel-01167294

Submitted on 24 Jun 2015

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

ECOLE NATIONALE SUPERIEURE
DES MINES DE SAINT-ETIENNE

INSTITUT NATIONAL
POLYTECHNIQUE DE GRENOBLE

N° D'ORDRE: 82 MD

THESE

Présentée par

Jaroslaw MIZERA

pour obtenir le titre de

DOCTEUR

DE L'INSTITUT NATIONAL POLYTECHNIQUE DE GRENOBLE ET DE L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES DE SAINT-ETIENNE

Spécialité: Sciences et Génie des Matériaux

TEXTURE ET ANISOTROPIE PLASTIQUE D'ALLIAGES Al-Li

soutenue à SAINT-ETIENNE le 29 mars 1993

COMPOSITION du JURY:

Monsieur	B. BAUDELET	Président
Messieurs	J. DRIVER	Examinateur
	F. MONTHEILLET	"
	P. SAINFORT	"
	R. FOUGERES	Rapporteur
	F. ROYER	"

Ex1 Repro

3 4200 00719098 2

Auteur : MIZERA Jarosław
Supp dans Prohe

Titre : Texture et anisotropie plastique d'alliages Al-Li

N° de l'ouvrage : T 352

EMPRUNTÉ LE	RENDU LE	NOM ET ADRESSE
13. 5. 96	16/09/96	HADDAOUI

ECOLE NATIONALE SUPERIEURE
DES MINES DE SAINT-ETIENNE

INSTITUT NATIONAL
POLYTECHNIQUE DE GRENOBLE

N° D'ORDRE: 82 MD

THESE

ÉCOLE NATIONALE
SUPÉRIEURE DES MINES
158, cours Fauriel
42023 ST-ÉTIENNE CÉDEX 2

Présentée par

Jaroslaw MIZERA

pour obtenir le titre de

C.I.D.E.M.

DOCTEUR

DE L'INSTITUT NATIONAL POLYTECHNIQUE DE GRENOBLE ET DE L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES DE SAINT-ETIENNE

Spécialité: Sciences et Génie des Matériaux

TEXTURE ET ANISOTROPIE PLASTIQUE D'ALLIAGES Al-Li

soutenue à SAINT-ETIENNE le 29 mars 1993

B.R.I.S.E E.M.S.E
3 4200 00719098 2

COMPOSITION du JURY:

Monsieur	B. BAUDELET	Président
Messieurs	J. DRIVER	Examinateur
	F. MONTHEILLET	"
	P. SAINFORT	"
	R. FOUGERES	Rapporteur
	F. ROYER	"

ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES DE SAINT ETIENNE

Directeur	:	**M. Philippe**	**HIRTZMAN**
Directeur de la recherche	:	**M. Michel**	**DARRIEULAT**
Directeur de l'enseignement et de la formation	:	**M. Jean-Pierre**	**LOWYS**
Secrétaire général	:	**M. Jean.Claude**	**PIATEK**

PROFESSEURS DE 1ère CATEGORIE

MM.	BISCONDI	Michel	Matériaux
	COINDE	Alexandre	Economie
	DAVOINE	Philippe	Hydrogéologie
	FORMERY	Philippe	Mathématiques Appliquées
	LALAUZE	René	Génie des procédés
	LE COZE	Jean	Matériaux
	LOWYS	Jean-Pierre	Physique
	MATHON	Albert	Gestion
	PEROCHE	Bernard	Informatique
	PLA	Jean-Marie	Mathématiques
	RIEU	Jean	Matériaux
	SOUSTELLE	Michel	Génie des procédés
	VAUTRIN	Alain	Mécanique et Matériaux
	VERCHERY	Georges	Mécanique et Matériaux

C.I.D.E.M.

PROFESSEUR DE 2ème CATEGORIE

MM.	DI BENEDETTO	Dominique	Génie des procédés
	PRADEL	Jean	Direction des Etudes
	TOUCHARD	Bernard	Physique Industrielle

DIRECTEURS DE RECHERCHE

MM.	DRIVER	Julian	Matériaux
	THEVENOT	François	Génie des Matériaux

MAITRES DE RECHERCHE

MM.	COURNIL	Michel	Chimie
	GIRARDOT	Jean-Jacques	Informatique
	GRAILLOT	Didier	Ingénieur RHEA
	GUILHOT	Bernard	Génie des procédés
	GUY	Bernard	Géologie
	KOBYLANSKI	André	Matériaux
	LANCELOT	Francis	Génie Industriel-Biotechnologie
	MONTHEILLET	Frank	Matériaux
	THOMAS	Gérard	Génie des procédés
	TRAN MINH	Cahn	Génie Industriel-Biotechnologie

PERSONNALITES HABILITEES OU DOCTEURS D'ETAT

MM.	AIVAZZADEH	Sahram	Mécanique et Matériaux
	BIGOT	Jean-Pierre	Génie Industriel-Biotechnologie
	BRODHAG	Christian	Matériaux
	DECHOMETS	Roland	Stratégie du Développement
Mme.	GOEURIOT	Dominique	Matériaux
MM.	LONDICHE	Henry	Génie Industriel-Biotechnologie
	PIJOLAT	Christophe	Génie des procédés
Mme.	PIJOLAT	Michèle	Génie des procédés

PERSONNALITES EXTERIEURES A L'ECOLE AUTORISEES A ENCADRER DES THESES

MM.	BENHASSAINE	Ali	Génie des procédés (Ecole des mines Ales))
	BOURGOIS	Jacques	Génie Industriel-Biotechnologie (Univ St Etienne)
	MAGNIN	Thierry	Matériaux (Univ Lille)
	VERGNAUD	Jean-Marie	Génie des procédés (Univ St Etienne)

A mes parents

A Anna

REMERCIEMENT

Ce travail a été réalisé dans le Département Matériaux de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, sous la direction de Monsieur J. H. DRIVER, Directeur de Recherche, que je tiens à remercier très sincèrement pour les conseils et les encouragements qu'il m'a apportés ainsi que pour la confiance et l'amitié qu'il m'a témoignées.

J'exprime toute ma gratitude à:

- Monsieur B. BAUDELET, de l'Institut National Polytechnique de Grenoble, qui m'a fait l'honneur de présider mon jury de thèse.

- Messieurs R. FOUGERES, de l'INSA de Lyon, et F. ROYER, de l'IPEM de Metz, qui ont accepté d'être rapporteurs et membres du jury.

- Monsieur F. MONTHEILLET, de l'Ecole des Mines de St-Etienne, qui s'est intéressé à ce travail et qui a bien voulu faire partie de ce jury.

- Monsieur P. SAINFORT, de la société Pechiney, qui a bien voulu accepter de participer à mon jury.

Que Monsieur A. KOBYLANSKI, Maître de Recherche à l'Ecole des Mines, trouve ici le témoignage de ma reconnaissance pour la sympathie et l'aide dont il a fait preuve tout au long de mon séjour.

J'adresse mes remerciements à tout le personnel de l'Ecole et tout particulièrement aux personnes du département "Matériaux" pour leur compréhension et pour la gentillesse dont ils ont su faire preuve en me considérant comme un des leurs.

A tous mes camarades de thèse, je tiens à exprimer toute ma sympathie pour les bons moments passés ensemble.

SOMMAIRE

I. INTRODUCTION 1

REFERENCES DU CHAPITRE I 5

II. MATERIAUX ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES 6

II.1. ALLIAGES ET TRAITEMENTS THERMO-MECANIQUES 6

II.2. METALLOGRAPHIE ET CARACTERISATION DES PROPRIETES MECANIQUES 11

II.2.a) Métallographie 11

II.2.b) Mesures de $R(\alpha)$ 11

II.2.c) Mesures de $\sigma_{0.2}$, σ_m et n 14

II.2.d) Simulation numérique du comportement mécanique 14

II.3. TECHNIQUE DE CARACTERISATION DE LA MICROSTRUCTURE 15

II.3.a) Microscopie Electronique en Transmission 15

II.3.b) ECP et EBSD 17

II.4. ANALYSE MACROSCOPIQUE DE TEXTURES 18

REFERENCES DU CHAPITRE II 19

III. TEXTURES DE DEFORMATION 20

III.1. BIBLIOGRAPHIE 20

III.2. ETAT INITIAL: COULEE ET FILAGE A CHAUD 26

III.3. LAMINAGE A FROID 28

III.4. LAMINAGE A CHAUD 30

III.5. EVOLUTION DES TEXTURES APRES TRAITEMENT THERMIQUE (TÔLES LAMINEES A CHAUD) 33

III.6. RESUME 37

III.7. ALLIAGES INDUSTRIELS 38

REFERENCES DU CHAPITRE III 41

IV. ANISOTROPIE DES PROPRIETES MECANIQUES 43
IV.1. BIBLIOGRAPHIE 43
IV.2. CONTRAINTE D'ECOULEMENT 49
IV.3. COEFFICIENT DE LANKFORD R(α) 63
IV.4. RESUME: ANISOTROPIE PLASTIQUE 70
IV.5. MODULE DE YOUNG.E(α) 72
IV.6. INFLUENCE DE L'ETAT DE PRECIPITATION SUR L'ANISOTROPIE PLASTIQUE DE L'ALLIAGE QUATERNAIRE Al-Li-Cu-Zr 76
IV.7. ETUDE DES RELATIONS MICROSTRUCTURE-ANISOTROPIE PLASTIQUE DANS L'ALLIAGE INDUSTRIEL 8090 81
REFERENCES DU CHAPITRE IV 99

V. ANALYSE DES MICROTEXTURES 101
V.1. BIBLIOGRAPHIE 101
V.2. COMPRESSION PLANE DE L'ALLIAGE BINAIRE Al-Li: ETUDE DES ORIENTATIONS INDIVIDUELLES DES GRAINS 105
V.3 LAMINAGE A CHAUD-ETUDE DES TEXTURES LOCALES DANS L'ALLIAGE Al-Li-Zr 117
REFERENCES DU CHAPITRE V 171

VI. CONCLUSION GENERALE 173

ANNEXE I: TEXTURE ET MICROSTRUCTURE DANS DES ALLIAGES Al-Li ... 178
A.I.1. ETAT INITIAL: COULEE ET FILAGE A CHAUD 178
A.I.2. LAMINAGE A FROID 187
A.I.3. LAMINAGE A CHAUD 195
A.I.4. EVOLUTION DES TEXTURES APRES TRAITEMENT THERMIQUE (TOLES LAMINEES A CHAUD) 209
A.I.5. ALLIAGES INDUSTRIELS 223
ANNEXE II: EVOLUTION DES ORIENTATIONS DES GRAINS DANS UN ALLIAGE Al-Li DEFORME EN COMPRESSION PLANE 231
A.II.1. ESSAI DE COMPRESSION PLANE 231
A.II.2. TRACES DES PLANS DE GLISSEMENT 234
A.II.3. DEFORMATION DES GRAINS 237
A.II.4. EVOLUTION DE L'ORIENTATION DES GRAINS 240

I. INTRODUCTION

Les alliages d'aluminium sont utilisés depuis une quarantaine d'années dans la plupart des structures d'avions du fait de leurs caractéristiques principales qui sont la légèreté et une bonne résistance mécanique. Les prémières recherches effectuées ont porté principalement sur l'utilisation de la famille des Al-Zn-Mg-Cu et plus particulièrement des alliages de type 7XXX. Plus tard ce seront les alliages d'Al-Mg-Cu (type 2XXX) qui feront l'objet de recherches intensives (LE ROY et MEYER, 1987). Actuellement on vise au remplacement de ces alliages courants par de nouveaux alliages plus légers et possédant les mêmes propriétés. Le but poursuivi à l'heure actuelle est de produire des alliages d'aluminium qui présentent un durcissement structural, un module de Young élevé et une faible densité. Le développement de tels alliages permettrait l'allégement des structures pour les avions sans pour autant bouleverser les méthodes actuelles de conception des pièces destinées à l'usage aéronautique.
Un des axes de cette recherche est orienté vers la famille des alliages aluminium-lithium.
Le lithium est le plus léger de tous les métaux. Sa densité ($\approx$0.53 g/cm^3) est très inférieure à celle des autres métaux légers comme le Mg ($\approx$1.74 g/cm^3), l'Al ($\approx$2.7 g/cm^3) etc. L'addition de 1% de lithium permet de réduire la densité de l'alliage obtenu de 3%; de plus, le module d'élasticité de l'alliage est quant à lui augmenté d'environ 6% (figures I.1 et I.2). Le durcissement de l'alliage est rendu possible par la précipitation de la phase δ' (Al_3Li) en forte fraction volumique. Les avantages des aluminium-lithium par rapport aux alliages légers courants sont donc une faible densité et une meilleure rigidité. Ces alliages présentent certains avantages économiques face à leurs concurents directs que sont les matériaux composites; ils sont moins coûteux, plus rapidement disponibles et plus facilement mis en œuvre. Le lithium n'est pas un métal stratégique puisqu'il est trouvé en quantité suffisante dans la croûte terrestre.

Dans les alliages binaires Al-Li même une forte fraction volumique de précipités δ' ne permet pas l'obtention de propriétés mécaniques comparables à celles des alliages courants. En revanche, les alliages plus complexes (avec un faible teneur en Cu et Mg) permettent la coprécipitation de phases durcissantes. Cette coprécipitation présente un double intérêt: un durcissement supplémentaire de la matrice et une augmentation de la ductilité. C'est grâce à leur haut niveau de propriétés mécaniques spécifiques (rapportées à leur densité) que les alliages d'aluminium des familles Al-Li-Cu-Mg (le 2091 de Péchiney et le 8090 d'Alcan par exemple) font l'objet d'études pour les futures générations d'avions civils et militaires (CONSTANT et al., 1988 et 1989).

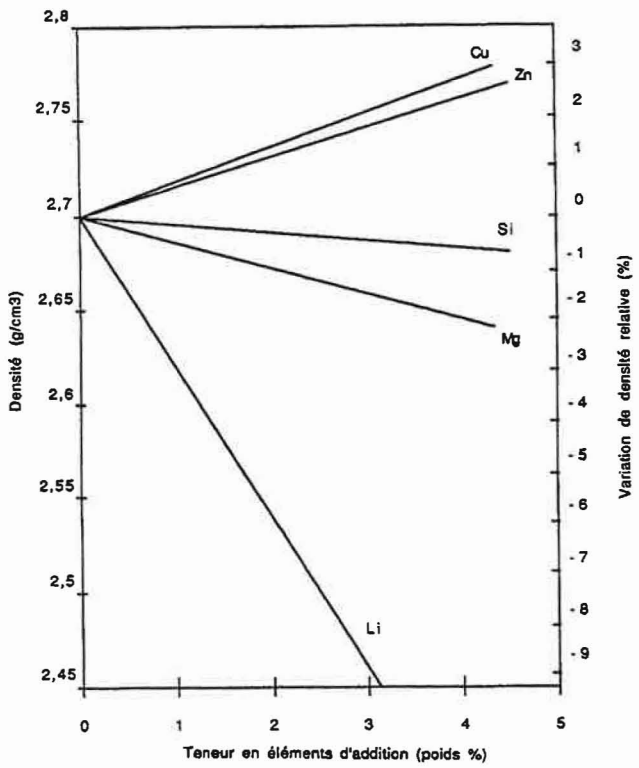


Figure I.1 : Variation de la densité (g/cm^3) et de la densité relative (%) de l'aluminium en fonction des principaux éléments d'addition solubles dans l'aluminium à haute température. (D'après DUBOST et GUYOT, 1988)

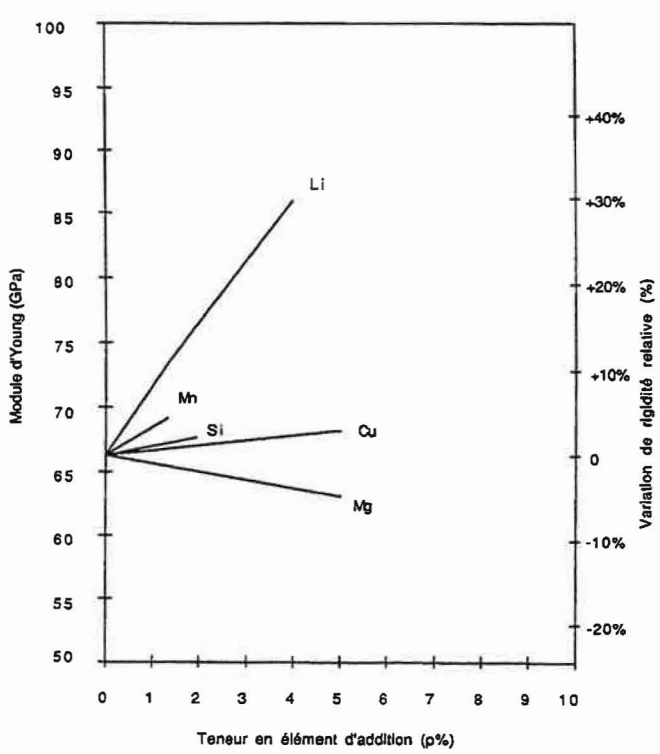


Figure I.2 : Variation du module d'Young et de la rigidité relative en fonction de la teneur en élément d'addition soluble dans l'aluminium. (D'après DUBOST et GUYOT, 1988)

Pour fabriquer les produits qui conviennent aux applications aéronautiques, ces alliages, après une coulée en lingot, subissent habituellement une forte déformation plastique à haute température (extrusion, laminage à chaud etc.) suivi éventuellement par une déformation à froid (laminage par exemple) et un traitement thermique. Les grandes déformations appliquées dans les opérations de mise en forme conduisent à la formation d'une forte texture cristallographique et par conséquence à une anisotropie plastique très prononcée. La combinaison résultante de la microstructure et de la texture conduit souvent à des propriétés mécaniques non-reproductibles dans les alliages Al-Li (voir par exemple: DINSDALE et al., 1981; LIPINSKI et al., 1987; VASUDEVAN et al., 1988; GATENBY et al., 1985).

Malgré de nombreuses études consacrées aux problèmes de la texture et de l'anisotropie dans les alliages commerciaux d'Al-Li, il n'y a pas d'étude fondamentale sur ce sujet dans le but de déterminer le rôle individuel des éléments d'alliage.
La connaissance de l'influence de ces éléments d'alliage permettraient d'obtenir une meilleure corrélation entre les mécanismes physiques de la déformation et le comportement complexe de ces alliages.

Dans le présent travail, nous avons effectué, en première partie, une étude pour déterminer l'influence spécifique des éléments d'alliage (Li, Zr, Cu) sur l'anisotropie plastique par l'intermédiaire des textures dans des alliages modèles Al-Li. L'influence du Li a été examiné à l'aide de l'alliage binaire Al-Li, celle du Zr, à l'aide de l'alliage Al-Li-Zr et celle du Cu, à l'aide de l'alliage quaternaire Al-Li-Cu-Zr. Dans ces alliages le zirconium permet de raffiner la taille des grains. La présence du cuivre améliore la limite élastique, la contrainte à la rupture et la ductilité. En contrepartie, il dégrade la densité et le module de Young.

Nous avons comparé le comportement anisotrope de trois alliages modèles avec celui de deux alliages industriels 8090 et 2091. La caractérisation des textures se fait de manière globale c'est-à-dire à l'échelle de centaines de grains par les mesures aux RXs. Au cours de cette partie de notre travail nous avons également essayé de trouver une corrélation microstructure-texture dans l'alliage industriel 8090 à l'aide de la microscopie électronique en transmission.
Dans la dernière partie de notre travail nous travaillons à l'échelle du grain individuel pour approfondir les mécanismes fondamentaux de formation de textures. Cette étude a été effectuée sur un alliage binaire Al-Li déformé en compression plane à froid d'une part, et sur un alliage Al-Li-Zr laminé à chaud d'autre part.

Après deux chapitres consacrés à une introduction plus détaillée et aux techniques expérimentales nous traitons dans les chapitres III à V les problèmes suivants:

- caractérisation quantitative du développement de la texture après laminage à froid, à chaud et après traitement de durcissement des alliages modèles et industriels (chapitre III).
- prévision quantitative de l'anisotropie des propriétés mécaniques de ces alliages; comparaisons avec l'expérience (chapitre IV).
- corrélation microstructure-anisotropie plastique dans un alliage industriel (chapitre IV).
- étude de la rotation cristalline et du mode de déformation de grains individuels en compression plane (chapitre V).
- évolution des orientations locales des grains dans l'alliage modèle Al-Li-Zr en laminage à chaud grâce à des techniques de caractérisation de microtextures (chapitre V).

Une partie de ce travail (chapitres III et IV) a été effectuée en collaboration avec l'Institut für Allgemeine Metallkunde und Metallphysik, RWTH à Aachen en Allemagne dans le cadre d'un contrat Brite-Euram (n° MA1E-0064).

REFERENCES DU CHAPITRE I
INTRODUCTION

CONSTANT D., DOUDEAU M., MACE R.: dans "Proc. of the 5th Int. Al-Li Conf.", eds. Sanders T. H; Jr and Starke E. A; Jr, Materials and Component Engineering Publ. Ltd., Williamsburg, 1989.

CONSTANT D., DOUDEAU M., MEYER P.: dans " Al-Li Alloys Developed by Péchiney", Agard Meeting, Mierlo, 1988.

DINSDALE K., NOBLE G., HARRIS J., GREGSON P. J.: Mat. Sci. Eng., A104, (1981), p. 75.

DUBOST B., GUYOT P.: "Les Alliages d'Aluminium-Lithium", Rapport Interne, CRV, 1988.

GATENBY K., LORETTO M. H., SMALLMAN R. E., MILLER W. S.: dans "Proc. ICSMA7", Montreal, 1985, p. 311.

LE ROY G., MEYER P.: "Status of Al-Li Development at Péchiney", Al-Li Symposium, Los Angeles, 1987.

LIPINSKI P., BERVEILLER M., HIHI A., SAINFORT P., MEYER P.: dans "Proc. of the 4th Al-Li Conf.", Paris, 1987, p. C3-613.

VASUDEVAN A. K., FRICKE W. G., MALCOLM R. C., BUCCI R. J., PRZYSTUPA M. A., BARLAT F.: Met. Trans., 19A, (1988), p. 731.

II. MATERIAUX ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

II.1. ALLIAGES ET TRAITEMENTS THERMO-MECANIQUES

II.1.a. Alliages

Pour notre travail nous avons utilisé trois alliages modèles d'aluminium-lithium dont les compositions chimiques sont données dans le tableau II.1.

Tableau II.1. (teneur en poids)

Alliage (symbole)	Composition nominale	Analyse chimique					
		Li	Cu	Zr	Fe	Si	Ti
A	Al - 2 Li	2.3	<100*	-	242*	58*	87*
B	Al - 2 Li - 0.1 Zr	2.2	-	0.1	-	58*	-
C	Al - 2 Li - 1Cu - 0.1 Zr	2.2	1.2	0.09	-	58*	-

* valeur en µg/g

Le matériau utilisé a été préparé par le Centre de Recherche de Voreppe-Groupe Péchiney (CRV) de la façon suivante:

- coulé sous forme de billette de diamètre 200 mm, de longueur 1200 mm et trempé à l'eau
- réduction de diamètre à 138 mm par usinage au tour (écroûtage)
- extrusion à chaud sous forme de tôles d'épaisseur 13 mm et de largeur 100 mm (déformation logarithmique ε_{ext}=2.4)

Nous avons étudié aussi deux alliages industriels 8090 et 2091 livrés par CRV qui ont été laminés à chaud jusqu'à 4.4 mm et 3.6 mm respectivement.

Après le laminage à chaud l'alliage 2091 a subi un traitement de mise en solution pendant 20 min à 527 °C suivi d'une trempe à l'eau.
La composition chimique des alliages industriels est donnée dans le tableau II.2.

Tableau II.2 (teneur en poids)

Alliage (symbole)	Composition chimique						
	Li	Cu	Mg	Zr	Ti	Fe	Si
8090	2.5	1.3	0.88	0.05	0.04	0.03	0.02
2091	2.2	2.3	1.6	0.10	0.03	0.04	0.03

II.1.b. Laminage des alliages modèles

Les alliages A, B, et C ont été laminés à chaud (dans une gamme de température de 430 à 250 °C) au CRV jusqu'à trois épaisseurs différentes: 4, 2, et 1 mm (largeur de 100 mm) ce qui correspond à des déformations logarithmiques ε_{LC} égales à 1.2, 1.8 et 2.5. En tenant compte du diamètre initial de la billette, les valeurs de ε valent respectivement 3.5, 4.2 et 4.9.
L'alliage A après ce laminage est partiellement recristallisé. En revanche, B et C ne recristallisent pas.
Nous avons également examiné ces trois alliages après un laminage à froid de 13 mm jusqu'à 1 mm d'épaisseur (ε_{LF}=2.5) en passant par les épaisseurs 6.5mm, 4 mm et 2 mm (déformations logarithmiques 0.7, 1.2 et 1.8 respectivement). Ce laminage a été effectué à l'Institut für Allgemeine Metallkunde und Metallphysik RWTH, Aachen en Allemagne.

II.1.c. Traitement thermique de durcissement

Nous avons caractérisé la texture et le coefficient d'anisotropie de Lankford R après durcissement structural des éprouvettes d'alliages modèles laminées à chaud. Afin de trouver le traitement thermique approprié (proche de la dureté maximale) nous avons fait subir à ces trois alliages une série de traitements dans un four à l'air (sous une atmosphère protectrice de l'argon) comme suit:

- mise en solution pendant une heure à la température de 550 °C (afin de se placer dans le domaine monophasé-figure II.1)
- trempe à l'eau
- revenu pendant 12, 24, 36, et 48 heure aux températures de 150, 175 et 200 °C

Pendant la mise en solution l'alliage A recristallise mais les alliages B et C ne recristallisent pas dans ces conditions. L'évolution de la dureté au cours du revenu est présentée à la figure II.2. Les mesures de dureté de Vickers ont été effectuées conformément à la norme NF A03-154 en utilisant une charge de 5 kg (HV/5).

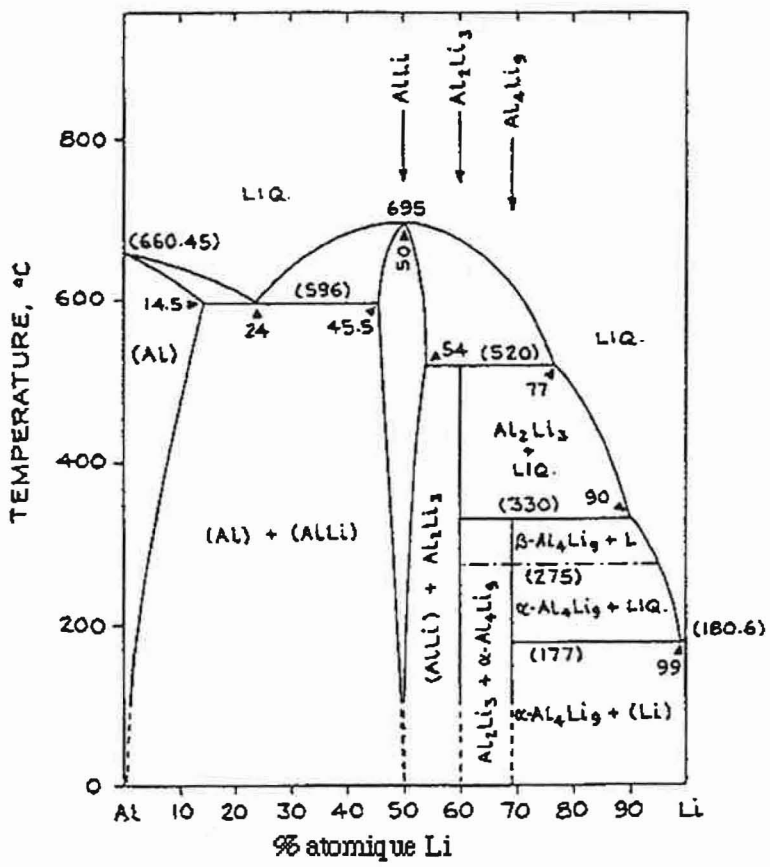
Au vu des courbes de dureté nous avons choisi les conditions de revenu suivantes pour les mesures du coefficient de Lankford R par essais de traction:

- alliage A: revenu à 150 °C pendant 36 heures (au pic de la dureté)
- alliages B et C: revenu à 150 °C pendant 24 heures (proche du pic de la dureté).

La texture et l'anisotropie plastique des alliages industriels 8090 et 2091 ont été examinées dans l'état de livraison et également après le traitement de durcissement. Ce traitement proposé par CRV a été réalisé sur les ébauches des éprouvettes de traction prélevées à différents angles par rapport à la direction de laminage (dimension 100x20xépaisseur de la tôle) selon le schéma:

- mise en solution à 533 °C pendant 30 min (l'alliage 8090) et à 527 °C pendant 10 min (l'alliage 2091 qui a subi déjà le traitement de mise en solution pendant 20 min) dans un four à bain de sel
- trempe à l'eau
- traction à 2% (selon l'axe le plus long des éprouvettes) sur une machine Instron à la température ambiante à une vitesse de déformation initiale $\varepsilon = 2.3 \times 10^{-4}\ s^{-1}$
- revenu au pic à 190 °C pendant 12 heures et sous-revenu à 135 °C pendant 12 heures et à 150 °C pendant 24 heures pour l'alliage 2091 et 8090 respectivement.

a)



b)

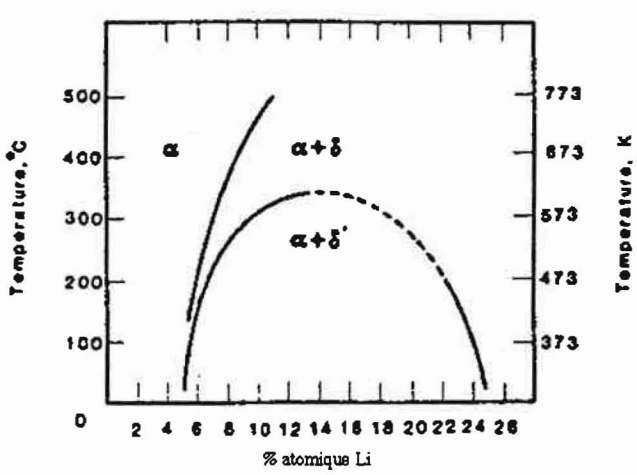
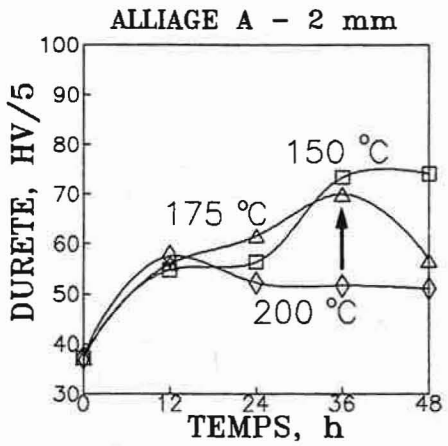
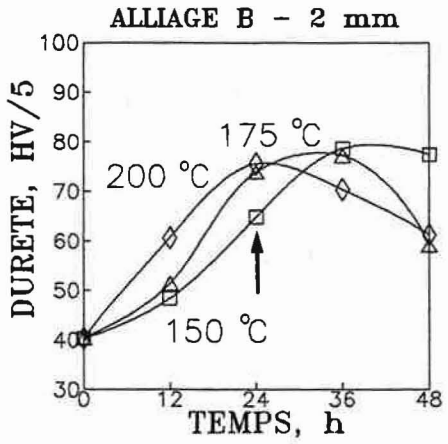


Figure II.1 : Diagramme de phases Al-Li (d'après FLOWER et GREGSON, 1987).
a) diagramme complet
b) diagramme de la phase δ'





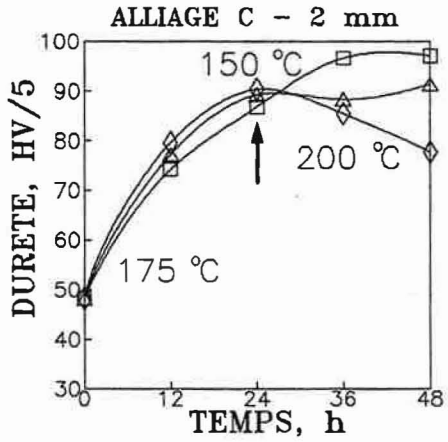


Figure II.2: Evolution de la dureté au cours du revenu.

II.2. METALLOGRAPHIE ET CARACTERISATION DES PROPRIETES MECANIQUES

II.2.a. Métallographie

Tous les échantillons utilisés pour l'essai de compression plane et pour l'observation au microscope optique subissent un polissage mécanique aux papiers abrasives et aux pâtes diamantées jusqu'à 3 µm. Ensuite, ils sont polis électrolytiquement par un jet d'électrolyte en utilisant une polisseuse électrolytique "Polisec". Le bain de polissage est un mélange de 600 ml d'éthanol, 300 ml de butoxyl éthanol, et 100 ml d'acide perchlorique utilisé à la température d'environ 5 °C. Le temps de polissage varie entre 100 et 150 secondes et la tension entre 20 et 25 V en fonction de la surface des échantillons à polir (en moyenne environ 2 cm^2).
Afin de distinguer les grains sur les surfaces polies électrolytiquement nous avons effectué une oxydation anodique. L'observation au microscope optique se fait en lumière polarisée. Les conditions d'attaque anodique sont les suivantes:
- la solution: 35 ml HBF4 + 965 ml d'eau non-distillée
- le temps: entre 3 et 5 minutes
- la tension appliquée: 30V.

L'attaque macroscopique avec un mélange d'acides (60% HCl, 35% HNO3 et 5% HF) nous a permis de distinguer la forme des grains dans l'échantillon de compression plane et dans les sections de billettes de coulée.

II.2.b. Mesures de R(α)

Nous avons étudié l'évolution du coefficient d'anisotropie de Lankford (R) en fonction de l'angle α: α est l'angle de prélèvement de l'éprouvette par rapport à la direction de laminage et vaut 0° (direction de laminage), 22.5°, 45°, 67.5° et 90° (direction transverse) - figure II.3. Les valeurs expérimentales de R ont été effectués sur une machine Instron à la température ambiante à une vitesse de déformation initiale $\varepsilon = 2.3 \times 10^{-4}\ s^{-1}$. La forme des éprouvettes de traction est présentée à la figure II.4.
Le coefficient R est défini comme le rapport de $\varepsilon_{largeur}/\varepsilon_{épaisseur}$ à $\varepsilon \approx 0$. En mesurant la largeur et l'épaisseur (d'une éprouvette tractionée) à l'état initial et après déformation (l_0, l et e_0, e respectivement), nous avons déterminé la valeur expérimentale du coefficient R_1 suivant la formule (LANKFORD et al., 1950):

$$R_1 = \{\ln(l/l_0)/\ln(e/e_0)\}_{\varepsilon=0}$$

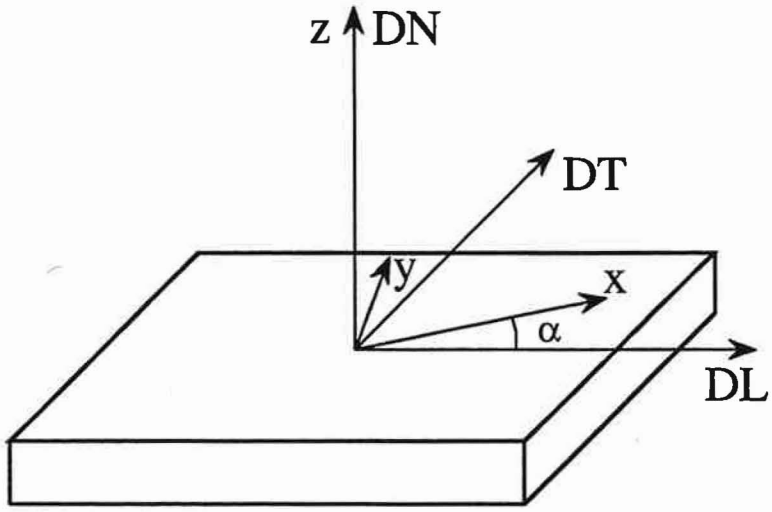


Figure II.3 : Principe de prélèvement des échantillons pour les mesures de coefficients d'anisotropie de Lankford (R) en fonction de l'angle α.

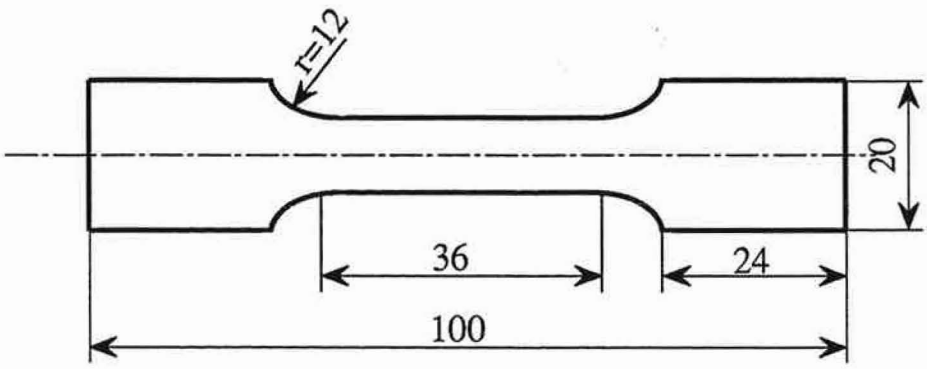


Figure II.4 : Eprouvette de traction.

Pour toutes les éprouvettes nous avons mesuré la longueur et l'épaisseur après des incréments de déformation de 1% environ (jusqu'à la limite d'allongement uniforme) à l'aide d'un micromètre. Après les mesures de R_1 sur éprouvettes laminées à chaud et à froid nous avons cherché à déterminer l'erreur expérimentale de ces mesures. Sur les éprouvettes ayant subi un traitement thermique, nous avons alors déterminé, en plus des valeurs e_0, e, l_0 et l, les hauteurs initiales h_0 et pendant la déformation h à l'aide d'un projecteur de profil. Ceci nous a permis de calculer les coefficients R_2 et R_3 selon les formules:

$$R_2=\{\ln(l/l_0)/-(\ln(l/l_0)+\ln(h/h_0))\}_{\varepsilon=0}$$

$$R_3=\{-(\ln(e/e_0)+\ln(h/h_0))/\ln(e/e_0)\}_{\varepsilon=0}$$

En disposant des valeurs moyennes de R_1 (mesurées à l'aide d'un micromètre et d'un projecteur de profil), R_2 et R_3 nous avons donc déterminé R moyen $R_m=1/3(R_1+R_2+R_3)$ et les valeurs des erreurs ΔR en basant sur la statistique de Student-Fisher (SPIEGEL, 1975):

$$R_m=\sigma_n t_{\alpha,n}/\sqrt{(n-1)}$$

où:

α = l'intervalle de confiance = 0.1

n = le nombre de mesures

σ = l'écart type

t = le coefficient de Student-Fisher qui vaut (pour n=4 et α=0.1) 2.353.

Nous avons ainsi pu déterminer une erreur maximale ΔR inférieure à 0.3 (sur des valeurs de R de 0.6 à 2).

II.2.c. Mesures de $\sigma_{0.2}$, σ_m et n

L'évolution de l'anisotropie des propriétés mécaniques a été décrite également par les mesures de limite d'élasticité ($\sigma_{0.2}$), de résistance à la traction (σ_m) et de coefficient d'écrouissage (n).
Les valeurs des $\sigma_{0.2}$ et σ_m ont été mesurées sur les courbes de traction. Le coefficient n est la pente de droite obtenue en traçant $\ln\sigma$ en fonction $\ln\varepsilon$ (pour les valeurs de σ entre $\sigma_{0.2}$ et σ_m).

II.2.d. Simulations numériques du comportement mécanique

Afin de comparer les résultats expérimentaux du coefficient de Lankford (R_{exp}) avec les valeurs théoriques (R_{th}) nous avons utilisé deux méthodes de calcul numérique sur ordinateur: CMTP et TAYLOR.

Méthode CMTP
Il s'agit d'un programme mis au point par R. Fortunier qui utilise la méthode CMTP (Continum Mechanics of Textured Polycrystals) - LEQUEU et al., 1984. Cette méthode consiste à ajouster une fonction continue du second degré à une surface d'écoulement du cristal (dans ce cas la surface de Bishop-Hill). Elle permet de calculer analytiquement les valeurs de R_{th} et de $\sigma/\bar{\sigma}$ (la contrainte de traction normée où $\bar{\sigma}$ est exprimé dans les axes principaux d'anisotropie-<100> pour un cristal de symétrie cubique). Nous avons utilisé comme données les fractions volumiques de texture calculées à partir des coefficients C^l_{mn} qui caractérisent les textures expérimentales (mesurées sur les mêmes tôles que les éprouvettes de traction).

Méthode de Taylor
La méthode classique de Taylor (ROYER et al., 1987) consiste à calculer les valeurs de R en cherchant le minimum de travail plastique interne (M) des systèmes de glissement. Pour cela nous avons utilisé le programme de calcul préparé par F. Royer qui prend en considération les coefficients C^l_{mn} dans le calcul de M selon la formule:

$$\text{Min } M(q) = 1/8\pi^2 \int M(g,q) f(g)\, dg$$

où le facteur q est lié avec le R par l'équation:

$$R = q_{min}/(1-q_{min})$$

II.3. TECHNIQUES DE CARACTERISATION DE LA MICROSTRUCRURE

II.3.a. Microscopie Electronique en Transmission

Afin d'établir une corrélation entre la microstructure et l'anisotropie plastique nous avons effectué une série d'observations microstructurales en MET sur l'alliage industriel 8090. Les analyses sont faites au centre de la tôle sur les faces perpendiculaires à la direction normale (DN), la direction de laminage (DL), la direction transverse (DT) et sur la face à 45° entre les directions de laminage et transverse (DL/DT)-figure II.5. Pour pouvoir déterminer dans le microscope la direction parallèle au plan de laminage nous avons poli la tôle d'épaisseur initiale 4.4 mm jusqu'à 2.7 mm avant de découper des petites rondelles de diamètre 3 mm et d'épaisseur d'environ 150 à 200 µm à la scie à fil. Pour l'observation sur le plan de laminage, le prélèvement des rondelles est effectué, grâce à un poinçon, sur le bord de la tranche (découpée au centre et à mi-épaisseur de la tôle) parallèlement à la direction DL (figure II.5). Les rondelles sont ensuite polies mécaniquement au papier à l'épaisseur d'environ 80 à 100 µm.

Le polissage électrolytique est fait par un double jet d'électrolyte en utilisant l'appareil Tenupol-3 dans les conditions suivants:

- solution: 20% vol HNO_3, 80% vol alcool méthylique pur
- température de polissage: -30 °C
- courant: 20 V.

Nous avons pu retrouver, sur l'image, la direction de laminage (ou le plan de laminage pour les échantillons prélevés perpendiculairement à la direction DL/DT) en plaçant nos lames minces de manière à ce que les côtés polis coïncident avec l'axe du porte-échantillon du microscope (figure II.6). Toutes les observations ont été effectuées sur un microscope électronique en transmission Hitachi 800, sous une tension accélératrice de 200 kV, et mis à notre disposition par la Faculté de Medecine de l'Université de St-Etienne dans Le cadre du CMES.

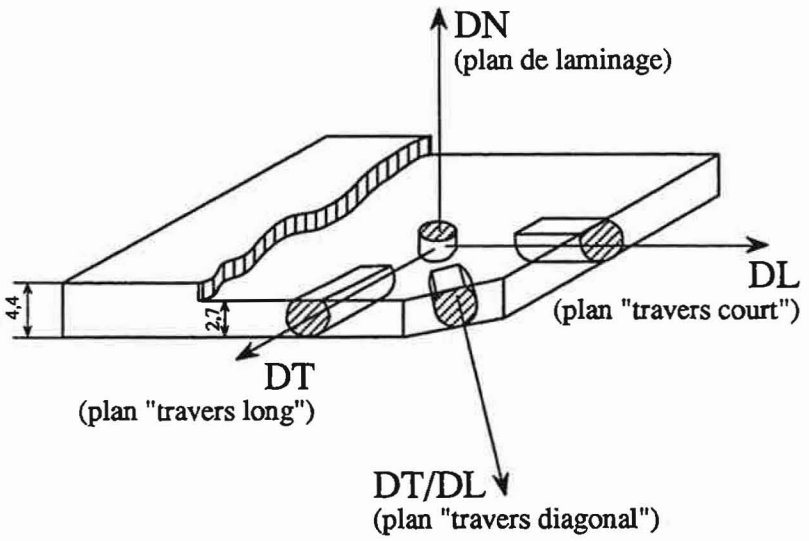


Figure II.5 : Schéma de prélèvement des éprouvettes pour l'analyse au M.E.T.

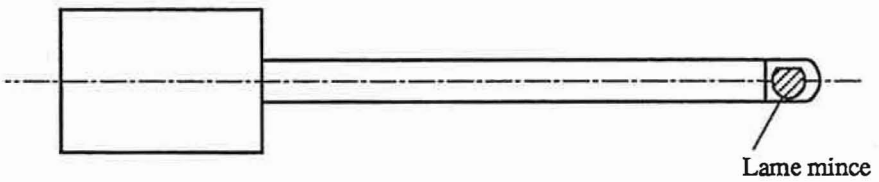


Figure II.6 : Position de la lame mince dans le porte-échantillon du microscope.

II.3.b. Electron Channelling Patterns et Electron Back Scattering Diffraction

Introduction

Pour déterminer les évolutions des orientations des grains individuellement au cours de laminage, nous avons utilisé deux techniques d'analyse: Electron Channelling Patterns (ECP) et Electron Back Scattering Diffraction (EBSD). Ces techniques d'analyse de la texture locale (ou microtexture) sont basées sur le phénomène de canalisation des électrons par le réseau cristallin. Il a été observé pour la prémiere fois dans un microscope électronique à balayage par COATES et al., 1967. En examinant des cristaux semi-conducteurs (Si, GaAS) il remarque un réseau symétrique de larges bandes claires superposé à l'image topographique normale. Le phénomène est décrit par BOOKER et al., 1967 en utilisant la théorie cinématique et par HIRSCH et HUMPHREYS (1970) à l'aide de la théorie dynamique de l'image.
Nous trouvons les détails sur l'aspect théorique de cette technique d'analyse dans le travail bibliographique de JOY et al. (1982).

Aspects Pratiques

Lorsque le faisceau d'électrons balaye une région d'orientation uniforme nous obtenons des bandes de contraste caractéristique de l'orientation cristallographique du réseau (lignes appelées pseudo-Kikuchi: WOLF et al., 1970; GUYOT, 1974).
Nous pouvons simultanément visualiser la surface de l'échantillon (en mode rétrodiffusé) en jouant sur les deux façons d'avoir l'image (pseudo-Kikuchi ou image de la surface). Ainsi, il est possible d'obtenir des cartes des différentes zones des échantillons sur lesquels l'orientation de chaque grain ou sous-grain est connu avec précision.
Les deux techniques d'analyse ECP et EBSD reposent sur des principes physiques identiques. Ce sont les modes de travail des faisceaux d'électrons et les angles d'incidence qui font la différence. L'ECP utilise le faisceau en balayage angulaire avec un angle d'incidence (α) relativement faible ($\approx 8°$) et apporte une information précise sur des zones d'environ 10 μm. En revanche, en EBSPD le faisceau d'électrons est stationnaire et l'angle α est grand ($\approx 70°$) ce qui permet d'analyser des grains de 2 à 3 μm.
Pour le dépouillement des diagrammes ECP et EBSD nous avons utilisé le programme informatique Channel développé par N. H. SCHMIDT.

Préparation des échantillons

Pour que les diagrammes de l'ECP et l'EBSD soient nets la surface des échantillons à analyser doit être parfaitement plane, dépourvue de couche d'oxyde (pour faciliter la pénétration des électrons) et sans écrouissage superficiel.
Pour cela, les échantillons ont été polis mécaniquement au papier 1000 et ensuite à la pâte diamantée 6 µm,3 µm puis 1 µm. Un polissage électrolytique (600 ml d'éthanol, 300 ml de butoxyl éthanol et 100 ml d'acide perchlorique) d'environ 20 secondes suffit à enlever toute trace d'écrouissage superficiel.

II.4. ANALYSE MACROSCOPIQUE DE TEXTURE

L'analyse des textures macroscopiques par RXs a été effectuée à l'Institut für Allgemeine Metallkunde und Metallphysik RWTH à Aachen en Allemagne dans le cadre d'un contrat européen (LÜCKE et al., 1991). Sur chaque échantillon, les mesures de quatre figures des pôles incomplètes ({111}, {002}, {022} et {113}) à l'aide d'un goniomètre automatique de RX, ont permis d'évaluer la Fonction de Distribution des Orientation Cristallines (FDOC). Les FDOC (appelées FDOC complètes) ont été calculées par une méthode de développement en serie et de correction des fantômes proposée par LÜCKE et al., 1981. Elles sont présentées sous forme de lignes de niveaux dans des sections à ϕ_2=const. de l'espace des angles d'Euler (ϕ_1, ϕ, ϕ_2).
Afin d'analyser la texture de nos échantillons de façon plus fine, nous avons tracé les densités d'orientation F(g) le long des fibres de laminage les plus importants (par exemple le long d'une fibre β composée des orientations Cu {112}<111>, S {112}<634> et L {011}<211>).
Les fractions volumiques des composants de texture de chaque échantillon analysé ont été calculées par une décomposition de la texture en composantes Gaussiennes à l'aide de programme "Texani" développé par Roland FORTUNIER à l'Ecole des Mines de Saint-Etienne.
Pour avoir des résultats plus précis (d'un point de vue statistique) dans le cas des éprouvettes ayant une taille de grains relativement grande (les alliages A, B et C laminés à 4 mm) les figures de pôles ont été faites sur le plan perpendiculaire à la direction DT (plan contenant plus de grains) et ensuite tournées autour de la direction d'extrusion.

REFERENCES DU CHAPITRE II
MATERIAUX ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

AKEF A., FORTUNIER R., DRIVER J. H., WATANABE T.: dans "Proc. of the 9th Int. Conf. of Textures of Materials ICOTOM9", Société Française de Métallurgie et Matériaux, Avignon, 1990, Texture and Microstructure, vols. 14-18, 1991, p. 617.

BOOKER G. R., SHAW A. M. B., WHELAN M. J., HIRSCH P. B.: Phil. Mag., 16, (1967), p. 1185.

BUTLER J. F. Jr, HU H.: Mat. Sci Eng., A114,(1989), p. L2.

COATES D. G.: Phil. Mag., 16, (1967), p. 1179.

DRIVER J. H., SKALLI A., WINTENBERGER M.: Phil. Mag., 49A, (1984), p. 505.

DRIVER J. H., SKALLI A., WINTENBERGER M.: Mém. Etud. Sci. Rev. Métall., (1983), p. 241.

FLOWER H. M., GREGSON P. J.: Mat. Sci. Tech., 3, (1987), p.81.

FORTUNIER R.: Thèse de Doctorat, Grenoble, 1987.

GUYOT P.: Rev. Phys. Appl., 9, (1974), p. 393.

HIRSCH P. B., HUMPHREYS C. J.: dans "Proc. 3rd Annual SEM Symp.", IITRI, Chicago, 1970, p. 449.

JOY D. C., NEWBURY D. E., DAVISON D. L.: J. Appl. Phys., 53, (1982).

LANKFORD W. T., SNYDER S. C., BAUSCHER J. A.: Trans. ASM, 42, (1950), p. 1197.

LEQUEU P., MONTHEILLET F., JONAS J. J.: dans "Texture in non-ferrous metals and alloys", Merchand H. D. & Morris J. Conference Procedings, The Metall. Soc. AIME, Michigan, 1984.

LÜCKE K., POSPIECH J., VIRNICH K. H., JURA J.: Acta Metall., 29, (1981), p. 167.

LÜCKE K., ENGLER O., DRIVER J. H., DELECROIX M., MIZERA J.: "Texture and plastic anisotropy in Al-Li alloys", dans "Brite EURAM Programme Synopses of Current Projects 1990-1991", CEC, Luxemburg, 1991, p. 2.

ROYER F., TAVARD C., PENELLE R.: Mém. Etud. Sci. Rev. Métall., (1987), p. 159

SKALLI A., DRIVER J. H., WINTERBERGER M.: Mém. Etud. Sci. Rev. Métall., (1983), p. 293.

SPIEGEL M. R.: dans "Theory and problems of probability and statistics", McGraw-Hill Book Company, NY, 1975.

WOLF E. D., HUNSPERGER R. G.: dans "Proc. 3rd Annual SEM Symp.", IITRI, Chicago, 1970, p. 457.

III. TEXTURES DE DEFORMATION

Les mesures de texture ont été effectuées à l'Institut für Allgemeine Metallkunde und Metallphysik RWTH à Aachen en Allemagne. Dans ce chapitre nous ne présentons que les résumés de cette analyse pour les alliages industriels 8090 et 2091 à l'état laminé à chaud et durci ainsi que pour les alliages modèles après:

- filage à chaud
- laminage à froid
- laminage à chaud
- traitement de durcissement (tôles laminées à chaud).

Les résultats détaillés des mesures de texture pour tous les alliages sont présentés en Annexe I. Nous commençons tout d'abord par une petite revue bibliographique.

III.1. BIBLIOGRAPHIE

L'un des problèmes majeurs des alliages d'Al-Li est l'anisotropie des propriétés mécaniques (voir par exemple: VASUDEVAN, 1988 et 1990; SMITH, 1987; BULL et LLOYD, 1986; DINSDALE et al., 1988; BOWEN, 1990). Cette anisotropie est due principalement à une très forte texture qui se développe au cours des grandes déformations plastiques habituellement imposées à ces alliages.

En général, le développement de la texture dans les matériaux c.f.c. dépend fortement de plusieurs paramètres tels que les éléments d'alliage, l'énergie de défaut d'empilement (EDE) etc. (HU, 1974; BUNGE, 1987; JENSEN et al., 1989; LÜCKE et ENGLER, 1990; BOWEN et HIRSCH, 1989; BOWEN, 1990).

L'effet des éléments d'alliage sur la texture se manifeste, soit par leur présence dans la solution solide (changement d'EDE), soit par une formation de particules ou précipités. En général, une EDE élevée développe une texture de type Cu {112}<111> tandis que les métaux à faible EDE montrent une forte texture L {110}<112>. Les alliages Al-Li (à haut EDE) laminés à chaud développe une composante L très prononcée.

Le développement de la texture dans **un alliage binaire** d'Al-2.3% Li de haute pureté a été étudié par ENGLER et LÜCKE (1991). Cet alliage a subi un laminage à froid immédiatement après la mise en solution (le Li se trouve en solution solide et également sous forme de précipités δ' (Al_3Li) en faible quantité). D'après WILLIAMS et EDINGTON (1975) on ne peut pas supprimer complètement la formation de ces précipités à l'ambiante.

La texture qui se développe après le laminage à froid dans cet alliage est similaire à celle des autres alliages d'aluminium où on trouve une texture de type fibre β avec une forte composante Cu (HIRSCH et LÜCKE, 1988; ENGLER et al., 1989; LÜCKE et ENGLER, 1990). Cette composante domine jusqu'à 97% de réduction d'épaisseur. L'orientation L n'augmente qu'après 75% pour atteindre le maximum d'intensité après 97% de déformation (ENGLER et LÜCKE, 1991).

La déformation a tendance à se localiser du fait de la présence de précipités cisaillables δ' (NOBLE et al.,1982; LÜCKE et ENGLER, 1990). Le lithium en solution solide peut aussi favoriser le glissement planaire (WAGNER et al., 1991). Tous ces phénomènes conduisent à la formation de bandes de cisaillement qui font augmenter la composante L après une grande déformation (ENGLER et al., 1989; LÜCKE et ENGLER, 1990; WAGNER et al., 1991).

Dans le cas des alliages binaires d'Al-Li de forte densité de précipités δ', le nombre, la longueur et la fraction volumique des bandes de cisaillement augmentent. Ceci entraine une réduction de la netteté de la texture (LÜCKE et ENGLER, 1990).

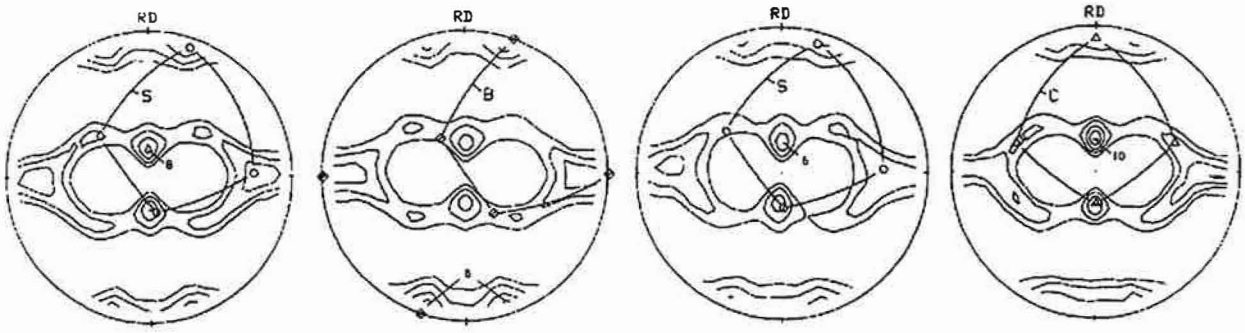
La recristallisation de l'alliage Al-2.3% Li des tôles laminées à froid développe une texture Cube avec une certaine dispersion vers l'orientation Goss {110}<001>. On y trouve également une composante S (123)<634>. En augmentant le taux de déformation on privilège la formation de cette composante. En revanche, en augmentant le temps de recuit on favorise la composante Cube (LÜCKE et ENGLER, 1990; ENGLER et LÜCKE, 1991). La nucleation de recristallisation est assurée par les bandes de transition (orientation Cube) et par les joints de grains (orientation (123)<634>).

Les alliages binaires d'Al-Li de forte concentration en précipités δ', après une grande déformation, développent de nombreuses bandes de cisaillement qui deviennent les sites supplémentaires de nucléation de recristallisation. On y observe une formation des orientations Goss (011)<100>, Q (013)<231> et P (011)<122> (LÜCKE et ENGLER, 1990).

La plupart des études sur le développement de la texture dans l'alliage d'Al-Li ont été consacrées aux **alliages industriels**: 2090, 2091 et 8090.

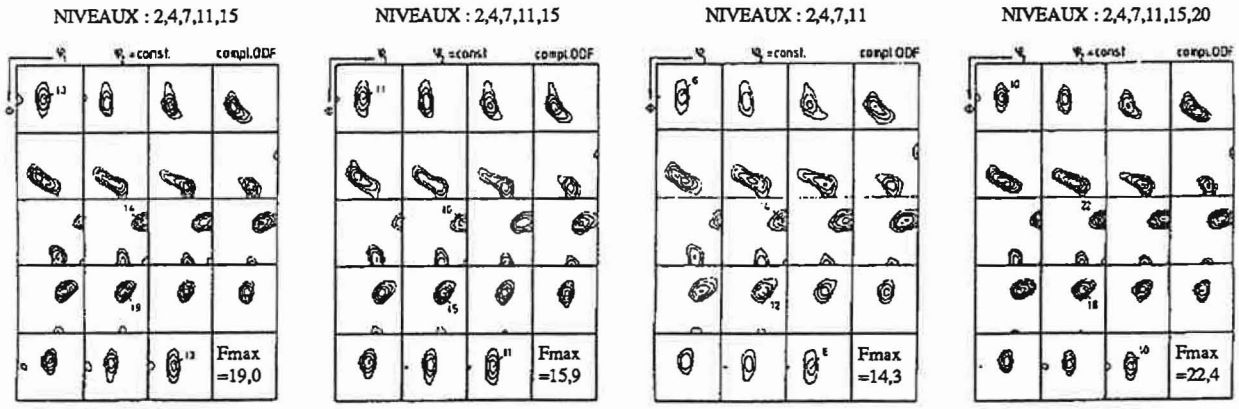
Le laminage à froid de ces alliages conduit à une forte texture de type fibre β (BOWEN, 1989 et 1990; ENGLER et al., 1991). HIRSCH et al. (1987) ont montré que l'intensité de chaque composante (Cu, S et L) et leurs positions exactes dépendent fortement de la texture initiale, de la forme des grains et du traitement de vieillissement appliqué.
Après le laminage à chaud on retrouve dans ces alliages une texture de fibre β avec une très forte composante L (BULL et LLOYD, 1986; VASUDEVAN et al., 1988; BOWEN, 1990).
La formation de la texture de recristallisation dépend beaucoup de la vitesse de recuit des tôles laminées. BOWEN (1990) a examiné l'influence de la vitesse de recuit à 530 °C de la tôle 8090 après le laminage à froid à 50% (les mesures de la texture ont été effectuées à mi-épaisseur):
- le recuit lent (≈50 K/min) intensifie visiblement la texture existante de laminage
- lors du recuit à une vitesse intermédiaire (≈250 K/min) l'intensité de la composante L est reduite et c'est l'orientation Goss qui apparaît
- le recuit rapide (≈3000 K/min) provoque un changement radical de la texture (l'orientation L est remplacée par Goss).

Différents traitements thermiques ont permis d'analyser l'influence des précipités sur le développement de la texture dans l'alliage 8090 au cours d'un laminage à froid (ENGLER et LÜCKE, 1991) - figure III.1.
Après la mise *en solution* de cet alliage la plupart des éléments d'alliage se trouvent en solution solide. Le laminage après ce traitement forme une texture similaire à celle des alliages conventionnels d'aluminium mais qui dépend fortement de la texture initiale (HIRSCH et LÜCKE, 1988). La figure III.1 montre que le maximum d'intensité d'orientation sur la fibre β se place sur l'orientation S. Quelques bandes de cisaillement qui se forment à cause de lithium en solution solide et des précipités δ', conduisent à l'augmentation de l'orientation L pour une grande déformation - figure III.1.
Dans le cas du laminage suivant le traitement de *sous-viellissement (under aged)*, cet alliage, qui possède une grande fraction volumique de précipités δ', développe une forte composante L. Ceci est dû à la formation des bandes de cisaillement.
Après le *vieillissement au pic de dureté (peak aged)* la texture de laminage obtenue est moins prononcée et montre un faible maximum sur l'orientation S-figure III.1 (probablement à cause d'une déformation "non-cristallographique" le long des bandes de cisaillement)-ENGLER et LÜCKE, 1991.
Le *sur-vieillissement (over aging)* de ce matériau forme une forte fraction volumique de précipités non-cisaillables semi- et non-cohérents: S' (Al_2CuMg) et T_1 (Al_2Cu). Cela provoque une homogénisation de la déformation et conduit à la formation des fortes composantes Cu et S-figure III.1.



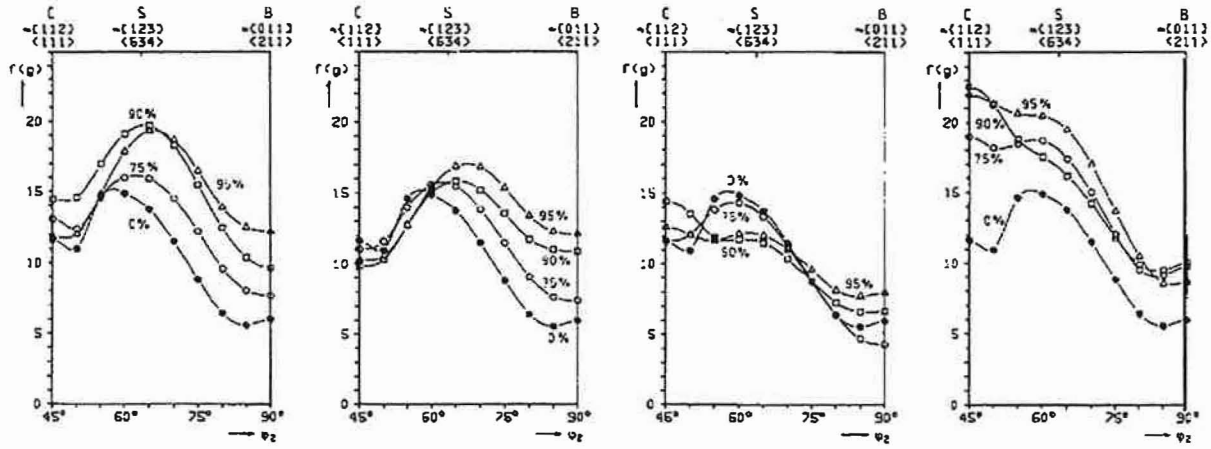
SOLID SOLUTION UNDER AGED PEAK AGED OVER AGED

Figures des pôles {111}, niveaux d'intensité : 1-2-4-7-10.



SOLID SOLUTION UNDER AGED PEAK AGED OVER AGED

FDOC



SOLID SOLUTION UNDER AGED PEAK AGED OVER AGED

Fibre β

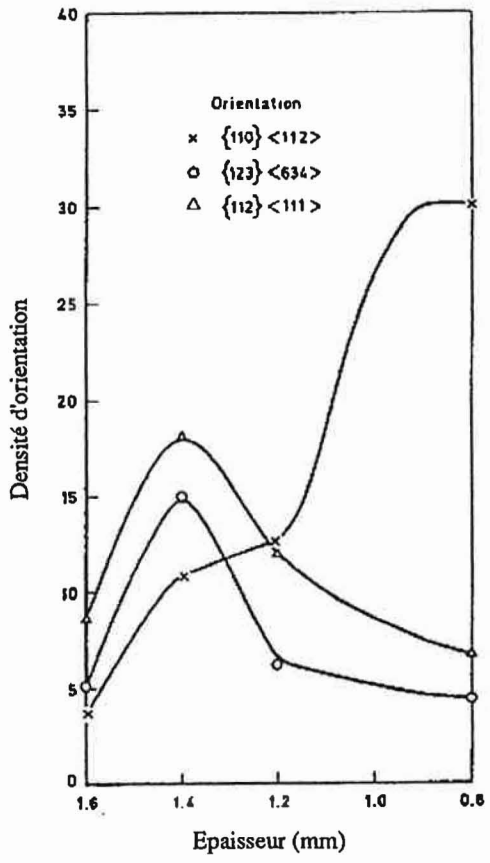
Figure III.1 : Evolution de la texture au cours du laminage à froid de l'alliage 8090 après différents traitements thermiques. (d'après ENGLER et LUCKE, 1981.)

Un autre problème des alliages industriels d'Al-Li, qui se pose aussi bien pour les tôles non-recristallisées que pour celles recristallisées, est la présence de gradients de texture dans l'épaisseur. La formation de ce gradient dépend de la dimension de la tôle. Le paramètre critique est défini comme le rapport l/d où l est la longueur et d l'épaisseur de la tôle (ASBECK et MECKING, 1978; TRUSZKOWSKI et al., 1980; MAJOR, 1985). Un gradient se forme quand $l/d<0.5$. Pour les valeurs $l/d>0.5$ ce gradient est inexistant mais il apparaît à nouveau quand $l/d>5$.

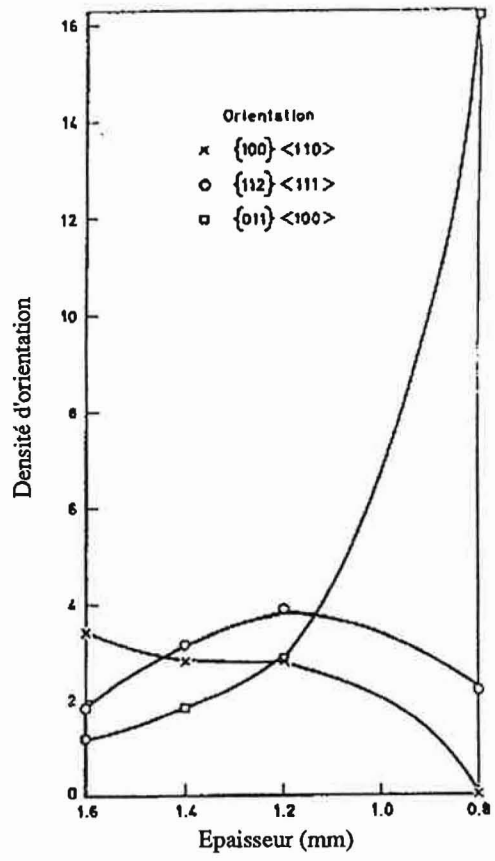
Dans les *tôles non-recristallisées* des alliages 2090, 2091 et 8090, BOWEN (1989 et 1990) a trouvé un gradient prononcé de la texture dans l'épaisseur des tôles: une forte composante L à mi-épaisseur, une composante Cu et L entre la surface et mi-épaisseur et une faible texture près de la surface (figure III.2).

Les *tôles recristallisées* après un laminage possèdent également une faible texture sur la surface et très forte composante Goss au centre (figure III.2). La comparaison des gradients de texture dans l'épaisseur de la tôle recristallisée et non-recristallisée (figure III.2) montre que l'orientation Cube est associée avec celles de Cu et de S.

On trouve toujours un fort gradient de la texture dans l'épaisseur de ces alliages après un laminage à chaud. C'est la texture de type fibre β avec une forte composante L qui se forme à mi-épaisseur de la tôle. Les orientations de recristallisation Cube et Goss dominent près de la surface (VASUDEVAN et al, 1988; BOWEN, 1990; BARLAT et al. 1990).



(a) NON RECRISTALLISE



(b) RECRISTALLISE

Figure III.2 : Gradient de la texture dans l'épaisseur de la tôle non recristallisée (a) et recristallisée (b) de l'alliage 8090 d'épaisseur 1,6 mm. (d'après BOWEN, 1990.)

III.2. ETAT INITIAL: COULEE ET FILAGE A CHAUD

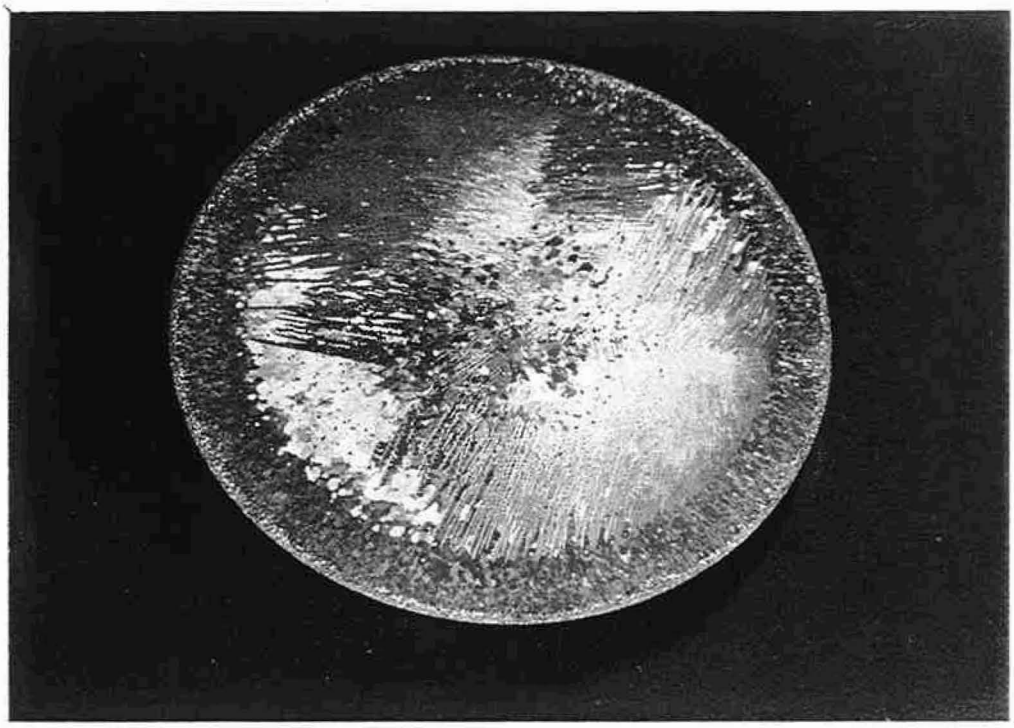
Les alliages A, B et C ont été livrés sous forme de largets d'épaisseur 13 mm après une extrusion à chaud. Afin de mieux comprendre la structure des largets nous avons examiné la section des billettes de coulée des alliages B et C (≈200 mm de diamètre) avant transformation. L'attaque macroscopique révèle alors une microstructure dendritique grossière avant extrusion. Dans l'alliage C, les grains situés loin du bord ont une dimension d'environ 5 à 10 mm. En revanche, dans l'alliage B, nous trouvons quelques grains formés au centre de la billette, de dimension ≈20 à 80 mm (figure III.3.). La présence de ces grains de grande taille a une conséquence importante sur la formation de la texture au cours des déformations ultérieures.

Nous avons mesuré la texture des alliages A, B et C après filage à chaud (ε_{ext}=2.4). Les détails de cette analyse sont présentés en Annexe I.

Au centre des largets de ces trois alliages, nous trouvons une texture typique de laminage. En revanche, au bord des largets, une texture de type fibre <111> se forme en raison de la déformation axi-symétrique près des bords. Le centre du larget de l'alliage A partiellement recristallisé, est dominé par une composante très importante de type Laiton (L) {110}<112> (≈40%) et une composante Cuivre (Cu) {112}<111> (≈35%).
Au bord des largets, nous avons une forte texture de type fibre <111> parallèle à la direction d'extrusion (DE). Dans les alliages A et C apparaît une deuxième fibre <100> parallèle à DE. La présence de ces deux types de fibres est typique des alliages d'aluminium après extrusion (DILLMORE et ROBERTS, 1965; HU, 1974).

Nous avons trouvé également, sur les figures de pôles et les FDOC, une grande variation de la texture dans l'épaisseur des largets. Par exemple, dans l'alliage A, en passant de la mi-épaisseur vers la surface, les principales composantes de la texture varient successivement entre Cu+S, L et L+{112}<110>. L'alliage B présente une texture plutôt compliquée et non-symétrique au travers de l'épaisseur. L'alliage C possède une texture plus typique puisque la taille initiale des grains est relativement petite par rapport à celle de l'alliage B et il ne recristallise pas comme l'alliage A.

Nous avons examiné la microstructure de nos échantillons en microscopie optique. L'alliage A (figure A.I.5 en Annexe I) présente une structure partiellement recristallisée. Dans les alliages B et C, nous avons trouvé une structure de gros grains fortement déformés, avec des dimensions: longueur ≈200 mm, largeur entre 20 et 200 µm et épaisseur d'environ 10 à 100 µm (figure A.I.6 en Annexe I).



2 cm

Figure III.3: Microstructure de la billette de l'alliage B.

III.3 LAMINAGE A FROID

Alliage A

La forte composante initiale L diminue pendant le laminage à ε_{LF}=0.7 et ensuite reste plus au moins stable (figure III.4). En revanche, les composantes de type Cu et, plus particulièrement S augmentent. L'intensité des orientations f(g) le long de la fibre β, présentée en Annexe I, donne des résultats très similaires (figure A.I.8).
Dans l'alliage binaire de haute pureté (Al-2.3% Li), ENGLER et LÜCKE (1991) ont trouvé le même type de texture (fibre β) après le laminage à froid à $\varepsilon \approx 2.5$ mais avec de très fortes composantes L et Cu. La différence de positions des maximums d'intensité le long de cette fibre par rapport à l'alliage A, est probablement due à la différence des textures initiales. La figure A.I.9a en Annexe I présente une microstructure de l'alliage A après un laminage ε_{LF}=2.5.

Alliage B

Sur la figure III.4 qui représente la variation des fractions volumiques des textures en fonction de la déformation, nous remarquons que l'orientation L diminue jusqu'à ε_{LF}=0.7 et ensuite augmente légèrement. D'après BACROIX et JONAS (1988), ENGLER et al. (1989), WAGNER et al. (1989), on peut relier cette augmentation de L, à grandes déformations, à la formation de bandes de cisaillement. En effet, nous constatons pour cet alliage une très forte densité de bandes de cisaillement (à ε_{LF}>0.7)- figure A.I.9b en Annexe I. La fraction volumique de l'orientation Cu n'augmente que très peu au cours du laminage. En revanche, l'orientation S reste la composante la plus forte. Les figures de pôles {111} ainsi que les intensités des orientations f(g) le long de la fibre β sont présentées en Annexe I.

Alliage C

Bien que la texture initiale soit similaire à celle de l'alliage B, la texture de laminage se développe très rapidement (figure A.I.8-Annexe I). Tandis que l'orientation L reste plus ou moins stable, la composante S augmente sensiblement jusqu'à ε_{LF}=1.2. Après cette déformation, l'orientation S diminue et l'orientation Cu augmente (figure III.4). Dans cet alliage, contenant un grand nombre de précipités non-cisaillables T_1 (Al_2CuLi) et θ' (Al_2Cu), nous n'observons pratiquement pas de bandes de cisaillement (figure A.I.10-Annexe I). Rappelons que d'après LÜCKE et ENGLER (1990), ces précipités provoquent une homogénisation de déformation qui, de sa part, conduit à l'augmentation d'intensité de l'orientation Cu.

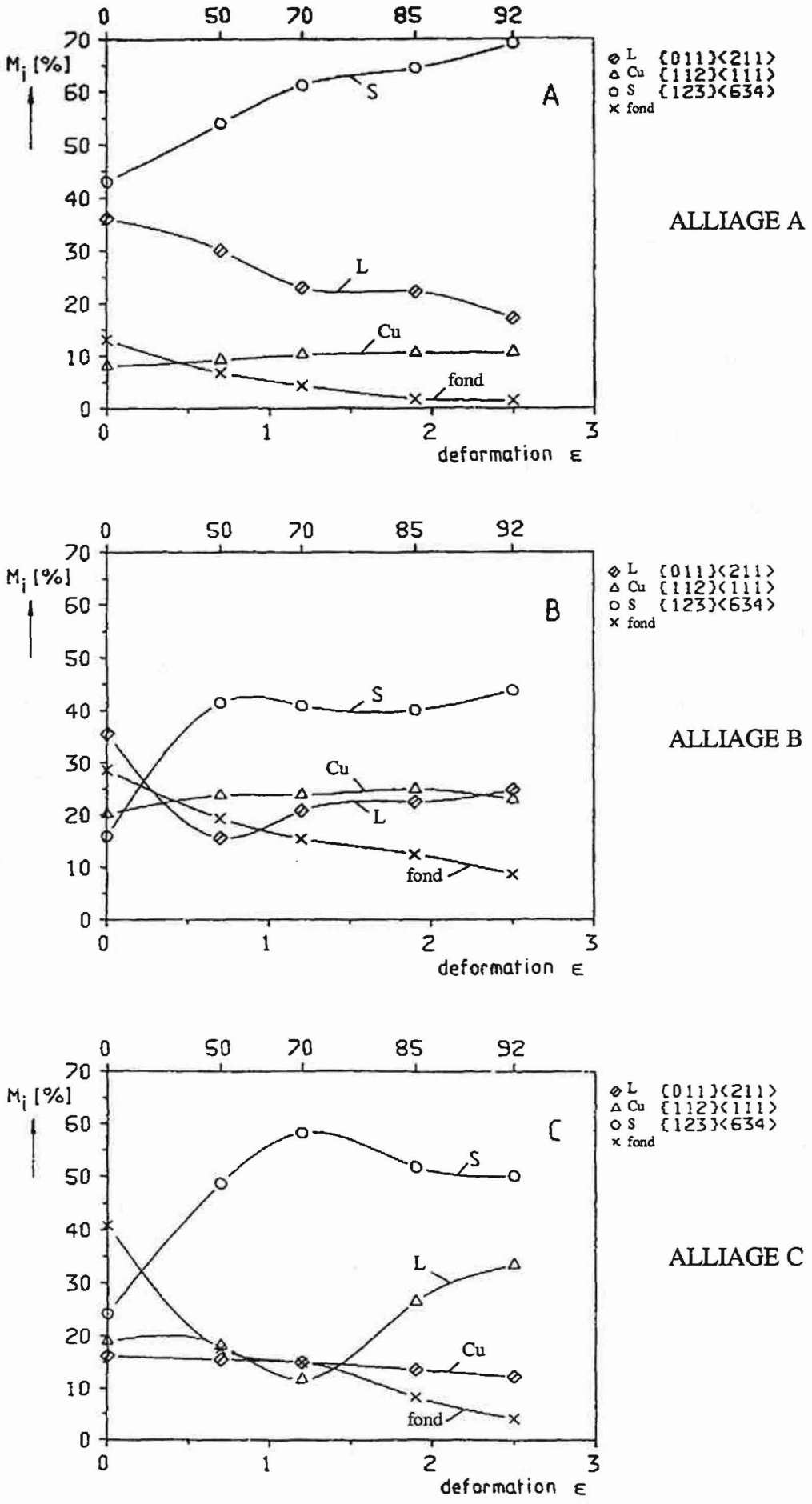


Figure III.4 :Fractions volumiques (M_i) des principales composantes de la texture pour les alliages A, B et C laminés à froid.

III.4. LAMINAGE A CHAUD

L'analyse de la microstructure montre une structure en couches (figures A.I.14 à A.I.17 en Annexe I). Contrairement au laminage à froid, nous ne trouvons pas de bandes de cisaillement dans la mesure où l'alliage A recristallise partiellement et les alliages B et C restaurent rapidement au cours du laminage.

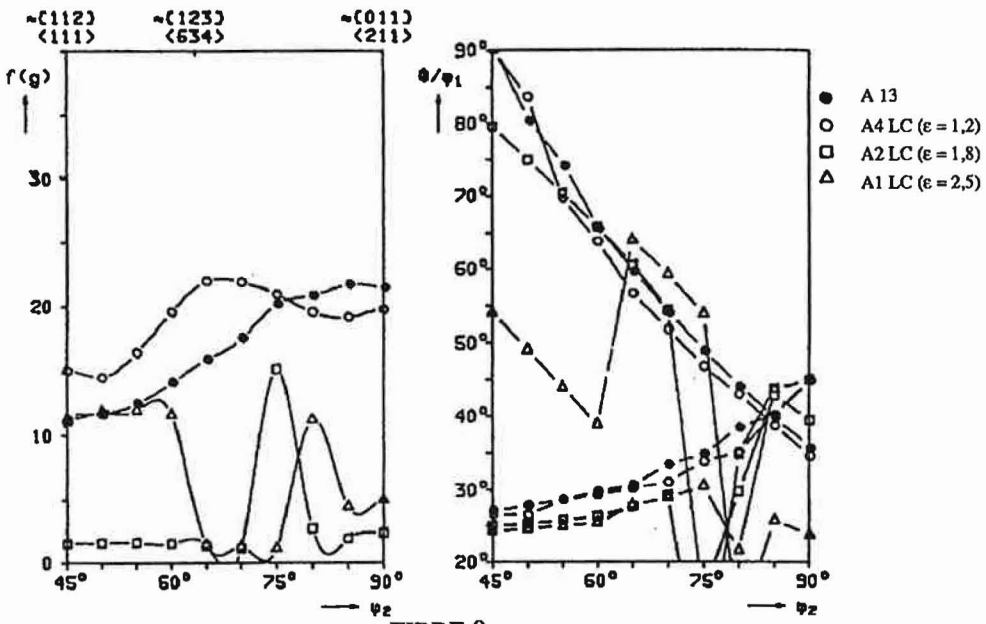
En Annexe I, les textures de laminage à chaud sont présentées sous forme des figures de pôles {111}, de FDOC et de fractions volumiques des principales composantes (figures A.I.11, A.I.12 et A.I.13 respectivement). Nous avons tracé également l'intensité des orientations le long des fibres β et Cube (rotation DL) typiques des métaux C.F.C.-figures III.5 à III.7. Les échantillons sont décrits par leur désignation suivi de l'épaisseur en millimètres, par exemple: A4, B2 etc.

En général, la texture des tôles laminées à chaud est beaucoup plus uniforme et reproductible que celle des tôles extrudées à chaud. Tous les échantillons des alliages B et C et de la tôle A4 ont une texture typique de laminage des métaux C.F.C.

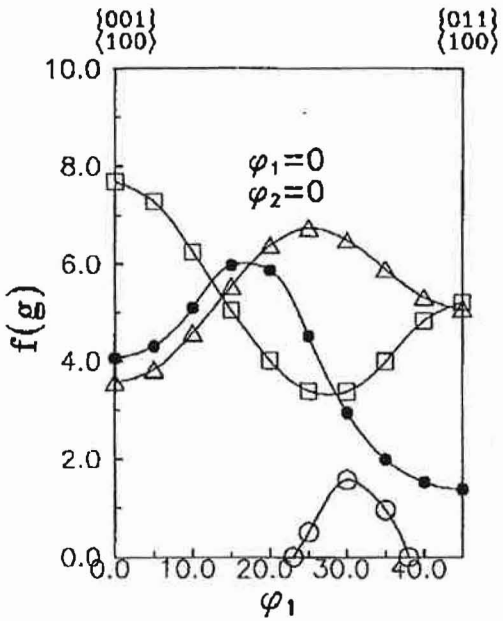
L'absence d'une texture de laminage dans les tôles A2 et A1 peut s'expliquer par la recristallisation qui se produit au cours du laminage à chaud (figures A.I.14 et A.I.15) avec formation de la composante Cube. L'alliage A développe une forte texture de laminage jusqu'à une déformation ε_{LC}=1.2 (figures A.I.11 à A.I.13). Dans cet échantillon, nous trouvons une augmentation des composantes Cu et S par rapport à l'éprouvette A13 (ε_{EXT}=2.4) et une diminution de la composante L.

Dans les échantillons B4, B2 et B1, apparaît une certaine dispersion des densités d'orientation due à une structure grossière des grains, en bandes, mais la tendance générale suivante est conservée: diminution progressive de la composante Cu et augmentation des composantes S et L.

Pour les échantillons de l'alliage C, nous obtenons des résultats similaires, mais avec beaucoup moins de dispersion. La diminution graduelle de f(g) de la composante Cu est accompagnée d'une augmentation sensible des orientations S et L.
Il semble que malgré les problèmes dus à la grande taille des grains et aux gradients de texture (en particulier dans les matériaux extrudés), les textures des alliages B et C sont cohérentes avec celles des alliages industriels. Nous y avons donc une forte présence des composantes de type S, Cu et L avec une augmentation considérable de l'orientation L à fort taux de laminage (BOWEN, 1988 et 1990; VASUDEVAN, 1988; BOWEN et HIRSCH, 1988; HIRSCH, 1987; etc.).

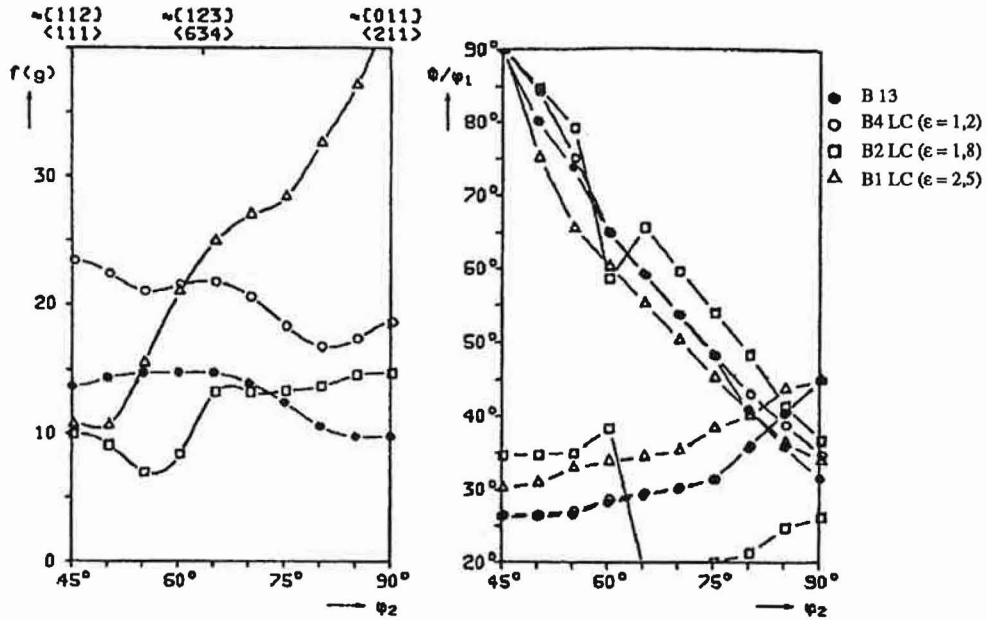


FIBRE β

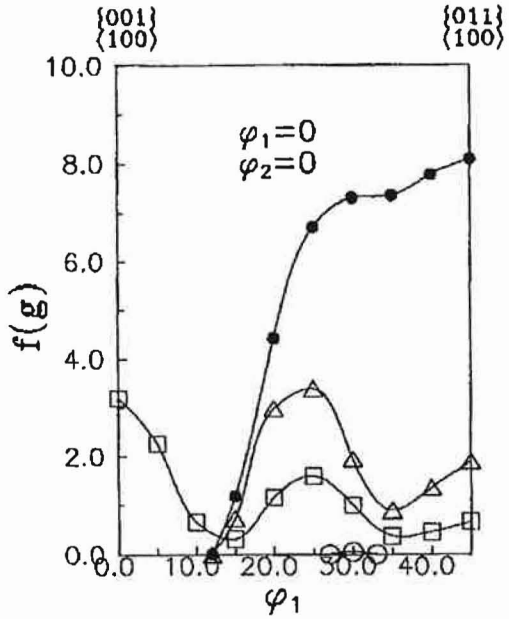


FIBRE CUBE ROTATION DL

Figure III.5 : Densité d'orientation pour les fibres β et Cube Rotation DL de l'alliage A laminé à chaud.

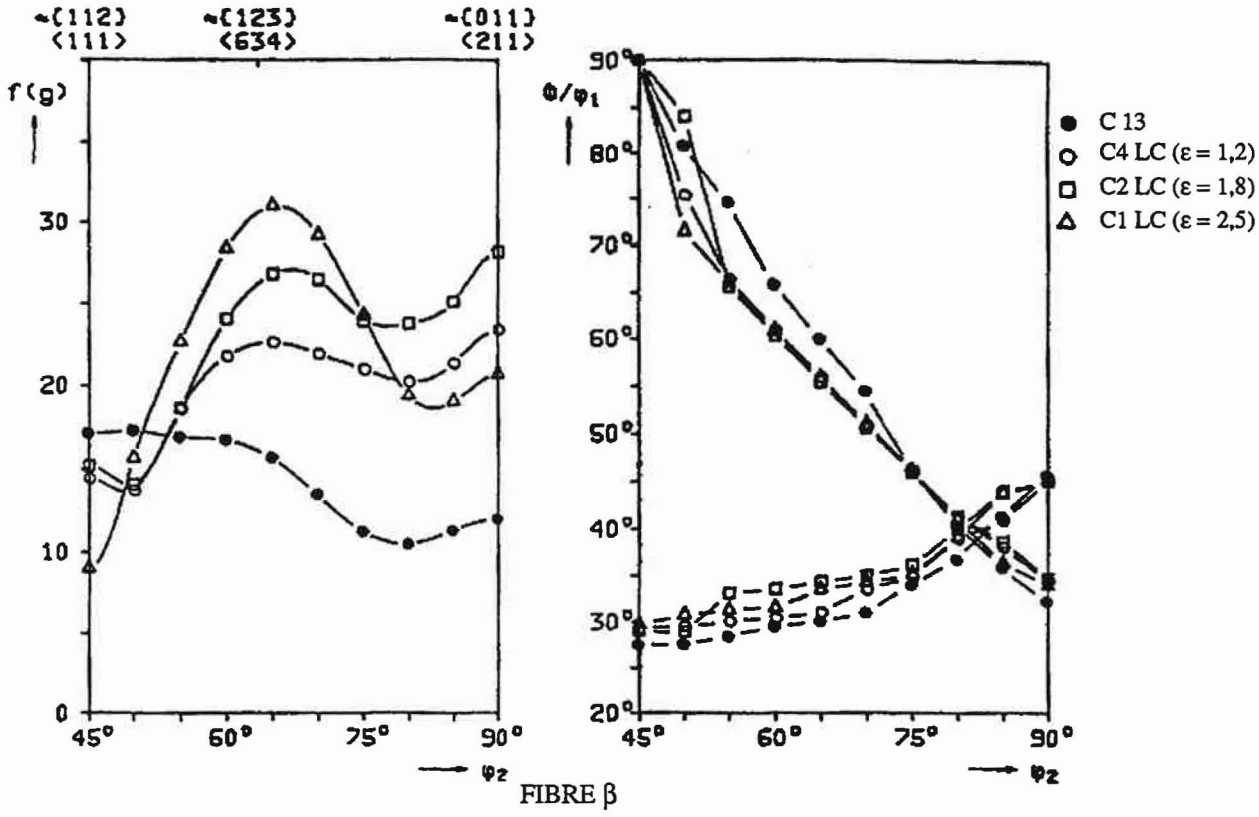


FIBRE β

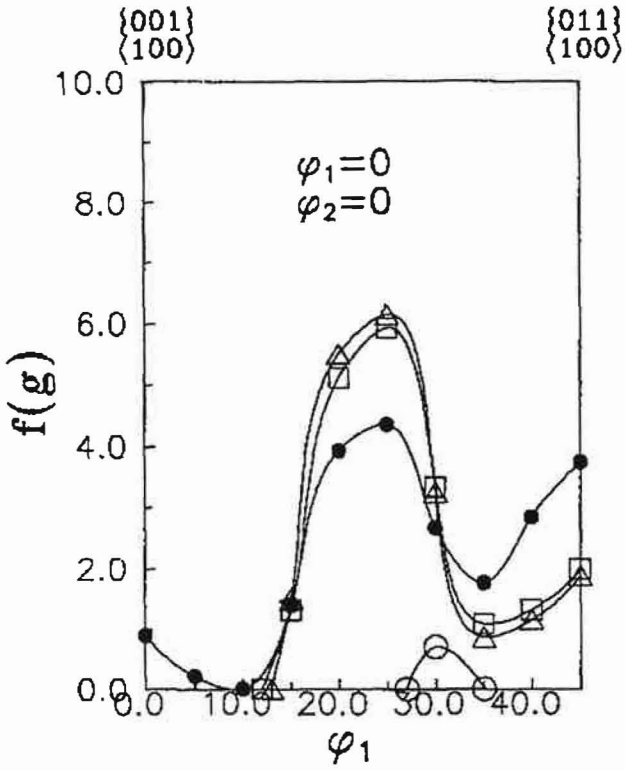


FIBRE CUBE ROTATION DL

Figure III.6 : Densité d'orientation pour les fibres β et Cube Rotation DL de l'alliage B laminé à chaud.



FIBRE β



FIBRE CUBE ROTATION DL

Figure III.7 : Densité d'orientation pour les fibres β et Cube Rotation DL de l'alliage C laminé à chaud.

III.5. EVOLUTION DES TEXTURES APRES TRAITEMENT THERMIQUE (TOLES LAMINEES A CHAUD)

L'analyse de la texture a été effectuée également après un durcissement structural des éprouvettes laminées à chaud en vue d'une étude de l'anisotropie plastique des tôles durcies.

Les échantillons étaient mis en solution pendant une heure à la température de 550 °C, trempés à l'eau et vieillis par la suite à 150 °C pendant 36 heures (alliage A) et pendant 24 heures (alliages B et C). L'évolution des textures pendant la mise en solution est présentée sur la figure III.8 sous la forme des figures de pôles {111}.

Les FDOC et les f(g) le long de la fibre β des trois alliages ainsi que les fibres "Cube" (rotation DN, DT et DL) de l'alliage A sont présentées en Annexe I sur les figures A.I.19 à A.I.21.

Après la déformation ε_{LC}=1.2 de la tôle A, nous trouvons une forte composante Cube, probablement due au phénomène de grossissement de grains au centre de l'échantillon (figure III.9). Après une déformation plus importante (ε_{LC}=1.8), la composante Cube, bien que toujours prédominante baisse visiblement et les autres composantes apparaissent: par exemple une composante de type "Laiton Recristallisé" (LR) {236}<385>. Nous trouvons également une petite fraction volumique de la composante L. A ε_{LC}=2.5 la composante LR disparaît presque totalement. La texture est composée principalement des orientations de type Cube et Goss (figure III.9).

En général, les textures de tous les échantillons de l'alliage B et de l'échantillon C4 sont similaires à celles des éprouvettes laminées à chaud. Nous avons donc de fortes composantes de type S et L (figure III.9). La microstructure est constituée de grains fortement déformés avec très peu de petits grains recristallisés au centre des échantillons (figures A.I.24 et A.I.25 en Annexe I).

La recristallisation est beaucoup plus importante dans l'alliage C après une déformation ε_{LC}=1.8 et ε_{LC}=2.5 et par conséquent nous avons un changement de la texture (figures III.8 et III.9). Dans les échantillons de cet alliage déformés à ε_{LC}=1.8, nous trouvons toujours une forte composante L mais les autres orientations caractéristiques du laminage (Cu et S) disparaissent et sont remplacées par une composante de recristallisation de type Cube.

Après une déformation ε_{LC}=2.5 c'est l'orientation L qui disparaît également, remplacée par une forte composante Cube dispersée vers l'orientation Goss. La métallographie révèle une recristallisation presque complète après ce taux de laminage mais les grains restent très allongés dans la direction de laminage (structure en bandes)-figure A.I.26 (Annexe I).

Il est connu que le Zr, présent dans ces alliages sous forme de fins dispersoïds retarde la recristallisation (DINSDALE et al.,1981; GU et al., 1986; MAKIN et STOBBS, 1986; WELPMANN et al., 1987).

Dans l'alliage binaire A, l'absence de Zr permet une recristallisation très rapide suivi d'un grossissement des grains (figures A.I.22 et A.I.23).

La différence entre les alliages B et C, contenant du Zr, pendant la recristallisation est due à la présence de précipités riches en cuivre dans l'alliage C (S' et θ'). Ils conduisent à une homogénisation de la déformation de la matrice (LÜCKE et ENGLER, 1990). Au voisinage de ces précipités qui constituent des barrières au mouvement des dislocations, la densité de ces dernières augmente. Pendant la restauration ces dislocations forment des sous-grains, comme ceux de la matrice, mais de taille plus petite. Certains sous-grains à l'intérieur de ces zones appelées "zones de déformation" peuvent grossir par coalescence et, par conséquent, servent de germes de recristallisation. Ainsi, dans l'alliage C, le nombre de sites de germination possibles est beaucoup plus élevé ce qui conduit manifestement à une recristallisation plus importante que dans l'alliage B (ENGLER et al., 1991; LÜCKE et ENGLER, 1990; JENSEN et al., 1988).

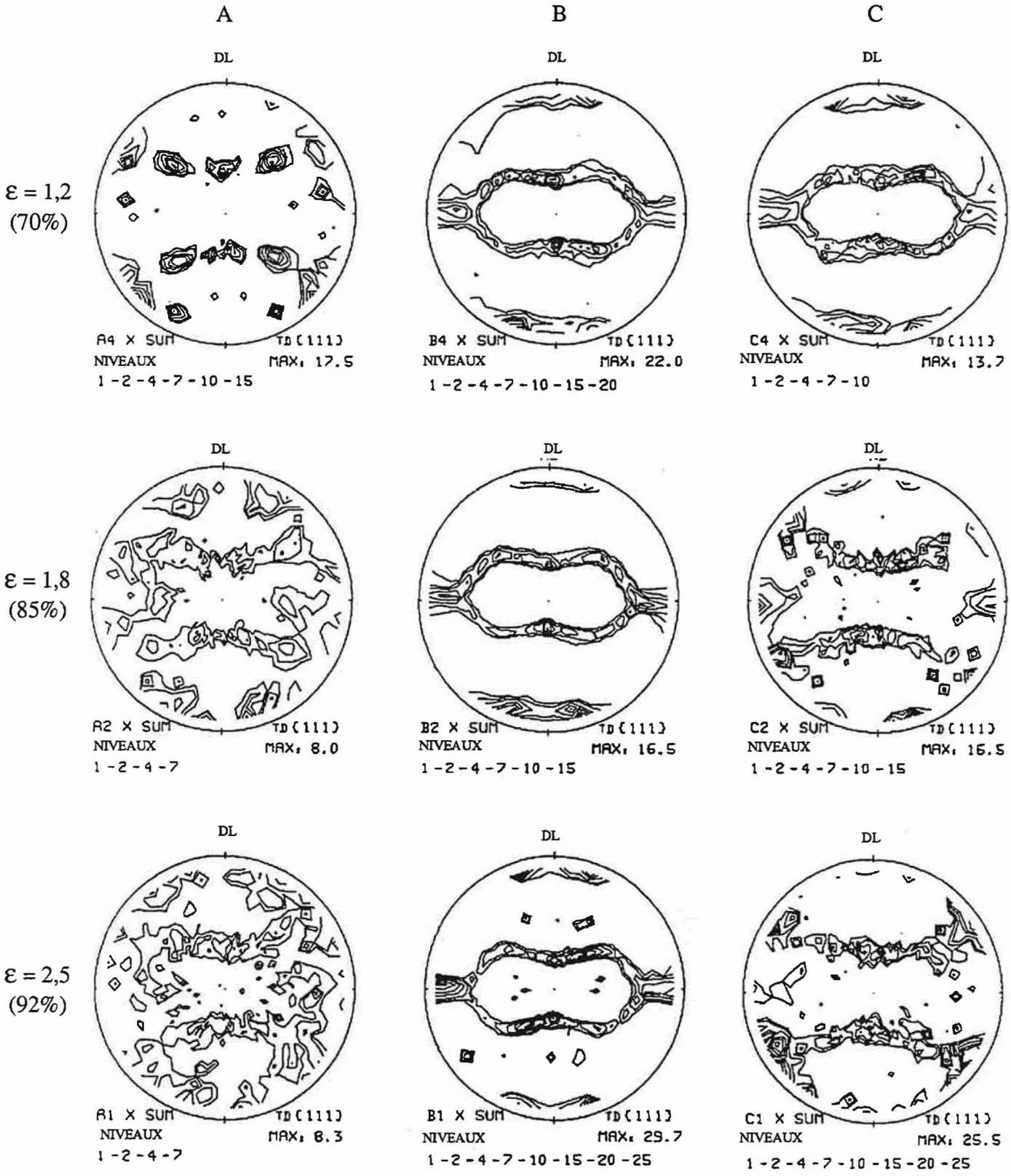


Figure III.8 : Figures des pôles {111}pour les alliages A,B et C après laminage à chaud et traitement thermique de durcissement.

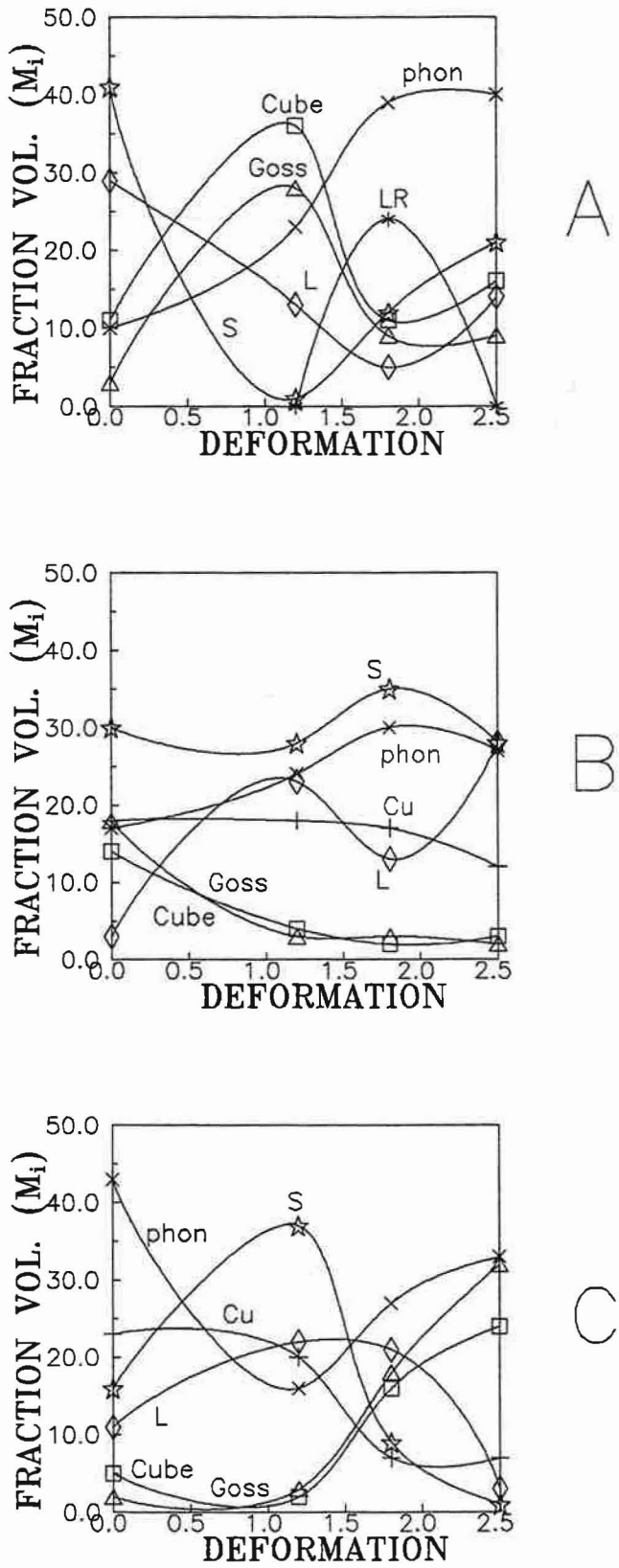


Figure III.9: Fractions volumiques (M_i) des principales composantes de la texture en fonction de la déformation après traitement de durcissement.

III.6. RESUME:
TEXTURES DE DEFORMATION D'ALLIAGES MODELES AL-LI

Les largets des alliages modèles après **extrusion à chaud** possèdent un gradient de texture au travers de la largeur et de l'épaisseur. Au centre des largets, on trouve une texture typique de laminage mais près des bords on constate une texture de type fibre. Dans les différentes profondeurs nous trouvons l'une ou l'autre des composantes de la fibre β (sauf peut-être l'alliage B qui a une texture compliquée et non symétrique).

En général, pendant le **laminage à froid** (ε=2.5) ces trois alliages développent une texture typique d'un laminage (fibre β). Notons une forte présence de bandes de cisaillement dans l'alliage ternaire B.

Dans l'alliage A, le **laminage à chaud** développe une forte texture de laminage jusqu'à une déformation ε_{LC}=1.2. Après cette déformation apparaît une texture de type fibre α à cause de la recristallisation qui se produit au cours du laminage à chaud. Les alliages B et C ont une texture typique de laminage des métaux C.F.C.

Quelque soit l'épaisseur de la tôle d'alliage A, le **traitement thermique de durcissement** provoque leur recristallisation. Dans ce cas, la texture se compose essentiellement d'orientations Cube et Goss. En général, les textures de tous les échantillons de l'alliage B et de l'alliage C déformés à ε=1.2 sont similaires aux textures des éprouvettes après laminage à chaud. Les tôles C2 et C1 (ε=1.8 et 2.5) recristallisent partiellement en développant des fortes composantes Cube et Goss.

III.7. ALLIAGES INDUSTRIELS

Les textures des deux alliages industriels (2091 et 8090) ont été mesurées (à mi-épaisseur et au centre des tôles) d'une part à l'état de livraison et d'autre part après un traitement thermomécanique de durcissement . Il faut rappeler ici que ces deux alliages ont à peu près la même teneur en lithium (2.2% et 2.5% en poids respectivement) mais l'alliage 2091 contient deux fois plus d'autres éléments d'alliages c'est-à-dire Cu, Mg, et Zr.

La figure A.I.29 (Annexe I) montre les microstructures des alliages 2091 et 8090 à l'état de livraison. Nous observons les structures fortement déformées avec une épaisseur de grains d'environ 10 à 100 µm. Le traitement thermomécanique de durcissement n'apporte aucun changement dans la microstructure de l'alliage 2091. En revanche, l'alliage 8090 recristallise après ce traitement en gardant toujours une structure allongée des grains (en bandes) au milieu de la tôle-figure A.I.30 (Annexe I).

Les textures de l'alliage 2091 avant et après traitement sont quasiment identiques (figure III.10). Ce sont les composantes de type L et S qui dominent occupant environ 75% du volume (45% et 30% respectivement).

L'analyse de la texture de l'alliage 8090, sans traitement, révèle également une forte présence des orientations L et S (≈70% de fraction volumique). La recristallisation de cet alliage après le traitement de durcissement conduit à la disparition des orientations L et S et son remplacement par les composantes Goss et Cube-figure III.11. Ces dernières occupent à peu près la même fraction volumique que les composantes de laminage c'est-à-dire environ 60%.

Il semble que la raison pour laquelle l'alliage 2091 ne recristallise pas pendant le traitement est que le Zr est présent en plus grande quantité que dans le 8090. Le rôle du Zr, comme nous l'avons déjà mentionné (voir chapitre III.4), est de retarder la recristallisation et d'affiner la taille de grains.

Rappelons que l'analyse de la texture de ces deux alliages a été effectuée à mi-épaisseur et au centre de la tôle. L'analyse du gradient de la texture dans l'épaisseur de tôles des alliages industriels d'Al-Li laminées à chaud montre une grande hétérogénéité (voir par exemple: BOWEN,1988 et 1990; VASUDEVAN, 1988; BULL et LLOYD, 1986; HIRSCH et al., 1987; GATENBY et al., 1985). Les principales composantes trouvées sont donc: Cu, S et L avec l'orientation L prédominante au milieu de l'épaisseur.

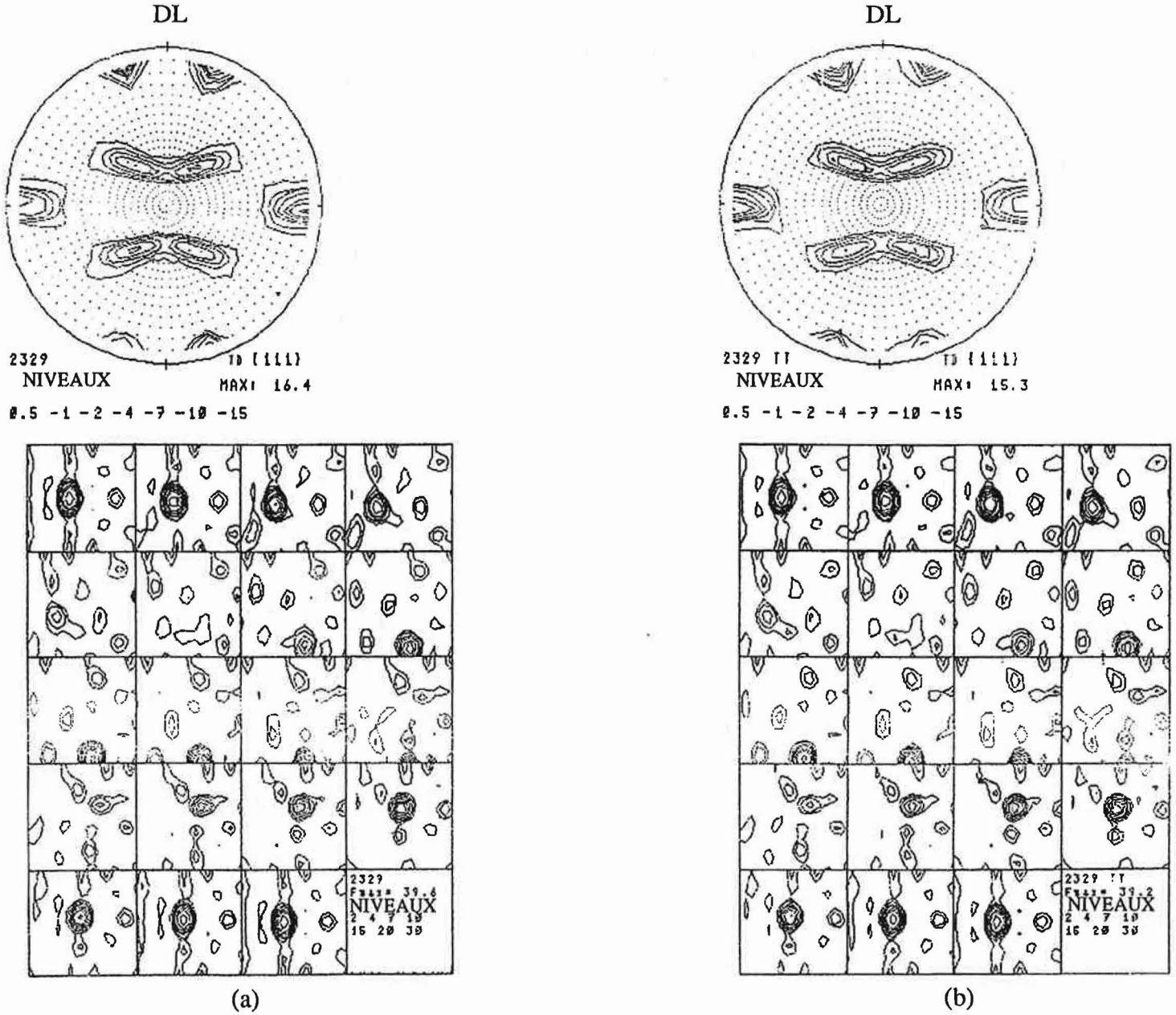
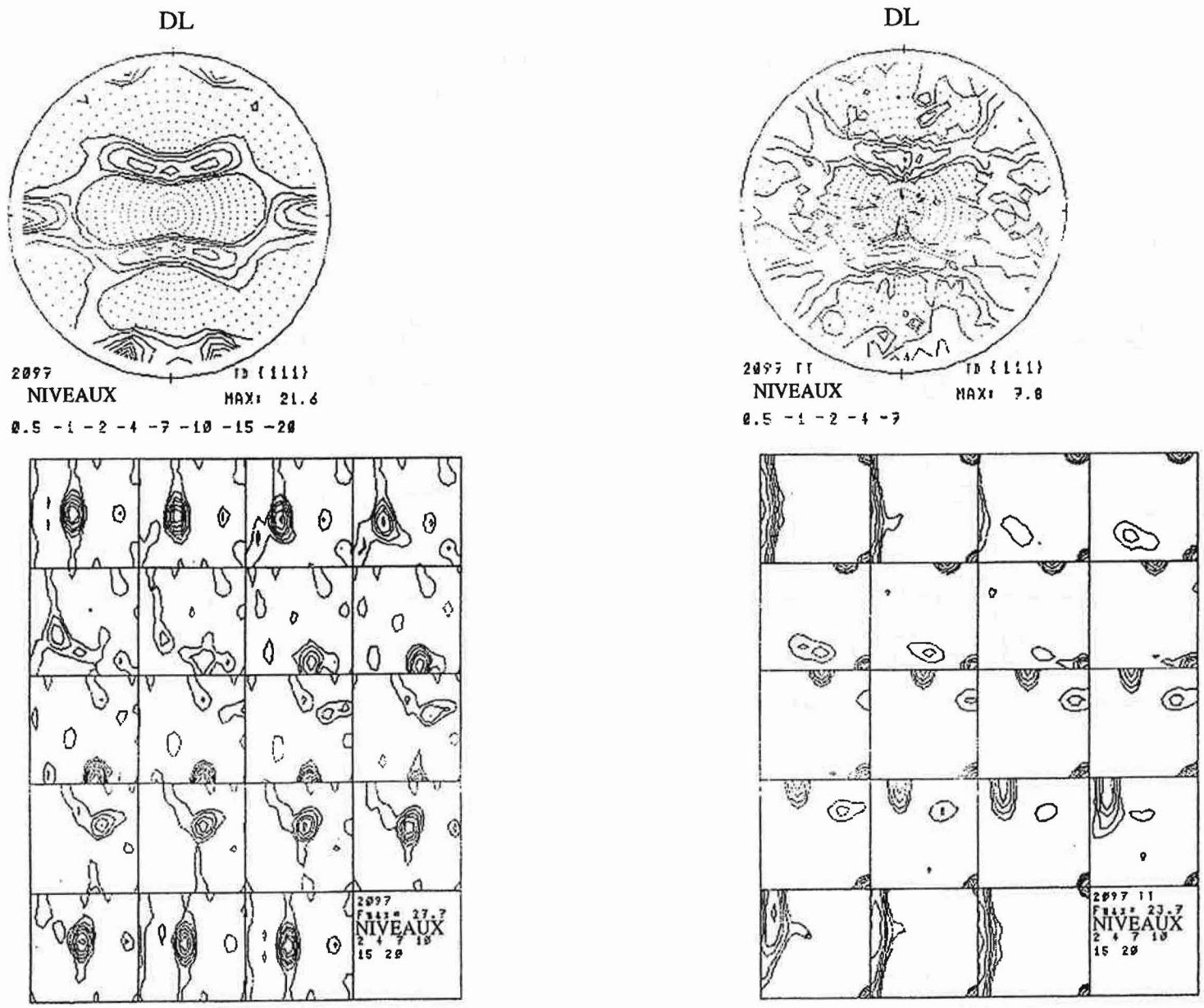


Figure III.10 : Figures de pôles {111} et les FDOC pour l'alliage 2091 avant (a) et après (b) le traitement thermo-mécanique de durcissement.



(a) (b)

Figure III.11 : Figures de pôles {111} et les FDOC pour l'alliage 8090 avant (a) et après (b) le traitement thermo-mécanique de durcissement.

REFERENCES DU CHAPITRE III
TEXTURES DE DEFORMATION

ASBECK H. O. et MECKING H.: Mat. Sci. Eng., 34, (1978), p. 11.

BACROIX B. et JONAS J. J.: dans "Proc. 8th Int. Conf. on Textures of Materials (ICOTOM8", eds. Kallend J. S. et Gottstein G., The Metallurgical Society, Santa Fe, 1988, p. 403.

BARLAT F., LEGE D. J., BREM J. C. et WARREN C. J.: dans "Proc. of 9th Int. Conf. on Textures of Materials (ICOTOM9)", ed. Gordon and Breach Science Publishers, Avignon, 1990, Textures and Microstructures, vols. 14-18, p. 1013.

BOWEN A. W.: dans "Proc. 8th Int. Conf. on Textures of Materials (ICOTOM8)", eds. Kallend J. S. et Gottstein G., The Metallurgical Society, Santa Fe, 1988, p. 971.

BOWEN A. W.: Mat. Sci. and Tech., 6, (1990), p. 1058.

BOWEN A. W. et HIRSCH J.: dans "Proc. 8th Int. Conf. on Textures of Materials (ICOTOM8)", eds. Kallend J. S. et Gottstein G., The Metallurgical Society, Santa Fe, 1988, p. 549.

BULL M. J. et LLOYD D.: dans "Proc. 3rd Int. Conf. on Al-Li Alloys", eds. Baker C. et al., 1986, p. 402.

BUNGE H. J.: Int. Mater. Rev., 32, (1987), p. 265.

DILLAMORE I. et ROBERTS W.: Metall. Rev., 10, (1965), p. 271.

DINSDALE K., HARRIS S. J. et NOBLE B.: dans "Proc. 1st Int. Conf. on Al-Li Alloys", eds. Sanders T. H. Jr et Starke E. A. Jr, The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA, 1981, p. 101.

DINSDALE K., NOBLE B., HARRIS S. J. et GREGSON P. J.: Mat. Sci. and Eng., A104, (1988), p. 75.

ENGLER O. et LÜCKE K.: Mat. Sci. and Eng., A148, (1991), p. 15.

ENGLER O., HIRSCH J. et LÜCKE K.: Acta Metall., 37, (1988), p. 2743.

ENGLER O. et LÜCKE K.: dans "Proc. 9th Int. Conf. on Textures of Materials (ICOTOM9)", ed. Gordon and Breach Science Publishers, Avignon, 1991, Textures and Microstructures, vols. 14-18, p. 727.

ENGLER O., PONGE D., SCHELB W., WELPMANN K., PETERS M. et LÜCKE K.: dans: "Proc. 6th Int. Conf. on Al-Li Alloys", Garmisch Partenkirchen, 1991, in press.

ENGLER O., MIZERA J., DELECROIX M., DRIVER J. et LÜCKE K.: dans "Proc 6th Int. Conf. on Al-Li Alloys", Garmisch Partenkirchen, 1991, in press.

GATENBY K., LORETTO M.H., SMALLMAN R. E. et MILLER W. S.: dans "Proc. 7th Int. Conf on Strength of Metals and Alloys (ICSMA7)", eds. McQueen H. J. et al., Pergamon Press, Montreal, p.311.

GU B. P., MAHALINGAN K., LIEDL G. et SANDERS T. H. Jr: dans "Proc. 3rd Int. Conf. on Al-Li Alloys", eds. Baker C. et al., The Institut of Metals, London, 1986, p. 360.

HIRSCH J., ENGLER O., LÜCKE K., PETERS M. et WELPMANN K.: dans "Proc. 4th Int. Conf. on Al-Li Alloys', eds. Champier G. et al., Paris, 1987, Journal de Physique, 48, p. C3-605.

HIRSCH J. et LÜCKE K.: Acta Metall., 36, (1988), p. 2863, 2883, 2905.

HU H.: Texture, 1, (1974), p. 233.

JENSEN D. J., HANSEN N. et HUMPHREYS F. J.: dans "Proc. 8th Int. Conf. on Textures of Materials (ICOTOM8)", eds. Kallend J. S. et Gottstein G., The Metallurgical Society, Santa Fe, 1988, p. 431.

LÜCKE K. et ENGLER O.: Mat. Sci. and Tech., 6, (1990), p. 1113.

MAJOR B.: Arch. Hutn., 30, (1985), p. 279.

NOBLE B., HARRIS S. J., DINSDALE K.: Metal. Sci., 16, (1982), p. 425.

SMITH A. F. : dans "Proc. of 4th Int. Al-Li Conf.", eds. Champier G. et al. , Paris, 1987, Journal de Physique, vol. 48, p. C3-49.

TRUSZKOWSKI W., KROL J., MAJOR B.: Metall. Trans. A, 11A, (1980), p. 749.

VASUDEVAN A. K., FRICKE W. G. Jr, MALCOLM R. C., BUCCI R. J., PRZYSTUPA M. A. et BARLAT F.: Metall. Trans., 19A, (1988), p. 731.

VASUDEVAN A. K., PRZYSTUPA M. P., FRICKE W. G. Jr: Scripta Metall., 24, (1990), p. 731.

WAGNER P., ENGLER O. et LÜCKE K.: dans "Proc. 9th Int. Conf. on Textures of Materials (ICOTOM9)", ed. Gordon and Breach Science Publishers, Avignon, 1991, Texteres and Microstructures, vols. 14-18, p. 927.

WELPMANN K., BUHL H., BRAUN R. et PETERS M.: J. Phys., 48, (1987), p. C3-677.

WILLIAMS D. B., EDINGTON J. W.: Metal. Sci., 16, (1975), p. 529.

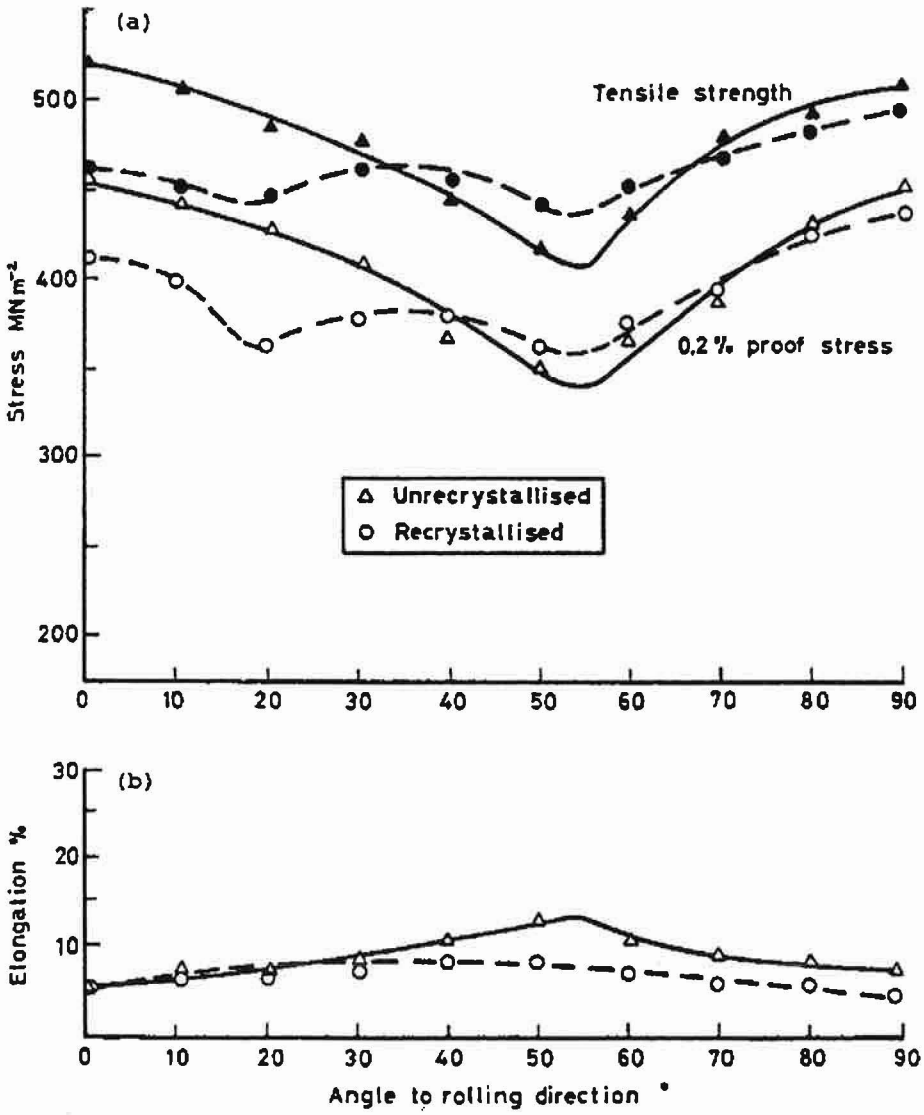
IV. ANISOTROPIE DES PROPRIETES MECANIQUES

IV.1. BIBLIOGRAPHIE

Les alliages d'aluminium-lithium sont souvent fournis sous forme de tôles laminées qui présentent généralement une anisotropie des propriétés mécaniques (définies par les valeurs de la limite d'élasticité $\sigma_{0.2}$, de la résistance à la traction σ_m, du module de Young E ou bien par le coefficient d'anisotropie plastique R). Cette anisotropie, qui est une conséquence directe de la texture cristallographique, se manifeste lors de la traction des éprouvettes prélevées dans différentes direction (α) par rapport au sens du laminage (α=0).

Dans les alliages industriels d'Al-Li, la forte texture de type fibre β, qui se développe au cours du laminage, conduit à une anisotropie très prononcée de **la contrainte d'écoulement** (SMITH, 1987 et 1989; GATENBY et al., 1985; LIPINSKI et al., 1987; BULL et LLOYD, 1985). Par exemple, pour l'alliage 8090, la différence des valeurs $\sigma_{0.2}$ (ou σ_m) entre α=0° (DL) et α=45° peut atteindre 10 à 20% selon les traitements thermomécaniques appliqués (DINSDALE et al., 1988). Le minimum de $\sigma_{0.2}$ et σ_m se situe à $\alpha \approx 60°$ où nous trouvons en même temps un allongement maximal.

En revanche, la recristallisation de l'alliage 8090 après laminage à froid fait diminuer cette anisotropie de façon notable (BOWEN, 1990; PALMER et al., 1985).



a yield and tensile strength; *b* elongation

Figure IV.1 : Anisotropie de σ_{02}, σ_{max} et allongement de l'alliage 8090. (D'après BOWEN, 1990).

L'anisotropie plastique est d'habitude observée sur le plan de laminage mais elle est également présente à travers de l'épaisseur de la tôle laminée ou extrudé (FOX et al., 1986; VASUDEVAN et al., 1988; SMITH, 1987).
Une variation de la texture dans l'épaisseur de la tôle laminée 2090 (VASUDEVAN et al., 1988), provoque un changement très important des valeurs de $\sigma_{0.2}$ déterminées par la traction dans la direction DL-figure IV.2. Une texture de recristallisation (Cube) qui domine sur les surfaces de la tôle donne une valeur de $\sigma_{0.2}$ beaucoup plus faible que celles mesurées à mi-épaisseur où on trouve une très forte composante L de la texture. Cette différence de $\sigma_{0.2}$ est très significative et vaut environ 25%-figure IV.2.

La texture cristallographique n'est pas seule en cause dans l'existence de l'anisotropie plastique. Plusieurs travaux (VASUDEVAN et al., 1987, 1988, 1989 et 1990; HUANG et al., 1986; LEE et KIM, 1989) ont montré qu'elle est liée également à la microstructure du matériau.
La figure IV.3 montre les valeurs de $\sigma_{0.2}$ normalisées par le facteur de Taylor M (qui tient compte de l'orientation cristallographique) en fonction de l'épaisseur de la tôle 2090. Si l'anisotropie plastique ne dépendait que de la texture cristallographique, les courbes $\sigma_{0.2}/M$ sur la figure IV.3 formeraient alors une ligne horizontale. Les différents traitements thermo-mécaniques ont permis d'examiner l'influence des précipités δ' (Al_3Li) et T_1 (Al_2CuLi) sur l'anisotropie plastique. Les courbes $\sigma_{0.2}/M$ (figure IV.3) présentent une variation importante montrant que les précipités jouent un rôle significatif sur l'anisotropie $\sigma_{0.2}$. VASUDEVAN et al., 1988 et 1990; LEE et KIM, 1988 attribuent cette partie "non-cristallographique" de l'anisotropie aux précipités T_1 de plan d'habitat {111} qui constituent des barrières au mouvement des dislocations. D'après VASUDEVAN et al., 1988 l'influence des précipités δ' est moins importante que celle des précipités T_1 sur cette anisotropie.

Mais la présence de précipités n'explique pas complètement ce phénomène. En effet, une petite déviation de la ligne horizontale (figure IV.3), tracée pour la tôle après mise en solution (où on ne trouve pas de précipités), indique qu'il y a encore d'autres facteurs microstructuraux. Parmi ceux-ci on peut penser au gradient de concentration de Li ou Cu dans la solution solide, à la taille des grains, aux sousgrains ou encore à la différence des vitesses de trempe dans l'épaisseur de la tôle.

L'anisotropie plastique en termes du **coefficient de Lankford** (R) de ces alliages a été relativement peu étudiée. Pour les tôles laminées la position des valeurs maximales $R(\alpha)$ varie selon les différents traitements thermo-mécaniques appliqués. L'apparition des textures de recristallisation diminue visiblement l'anisotropie de ce coefficient. Il semble que la microstructure joue également un rôle très important (ENGLER et al., 1991).

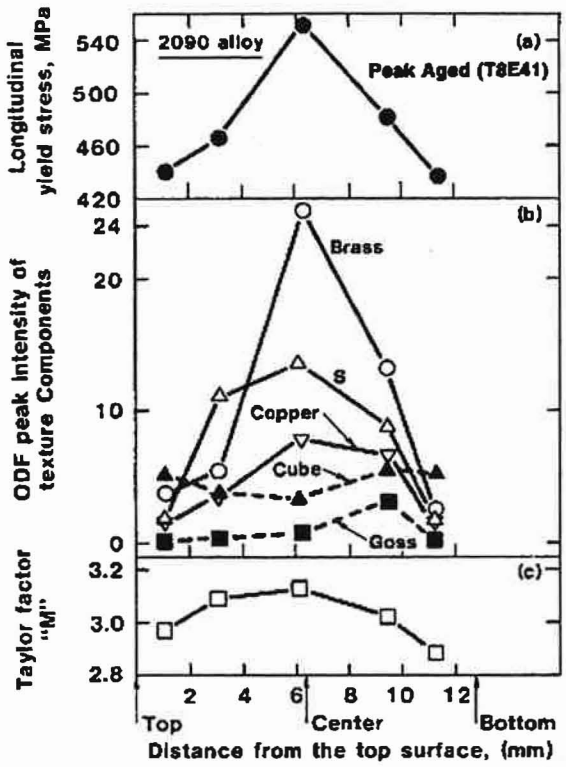


Figure IV.2 : Variation dans l'épaisseur de la tôle 2090 :
a) σ_{02}
b) principales composantes de la texture
c) le facteur de Taylor
(D'après VASUDEVAN et al., 1988).

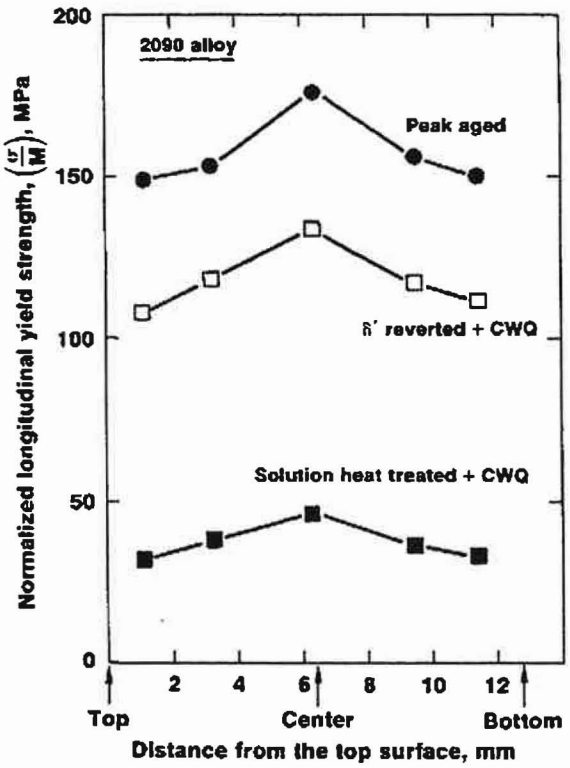


Figure IV.3 : Anisotropie de σ_{02}/M dans l'épaisseur de la tôle 2090 après différents traitements thermiques. (D'après VASUDEVAN et al., 1988).

En revanche, le problème de l'anisotropie des propriétés élastiques (**module de Young**) a été bien étudié.

Les expériences de NOBLE et al., 1982 effectuées sur des alliages binaires d'Al-Li montrent que l'augmentation du module E est essentiellement due au Li en solution solide. Les alliages qui sont intéressants du point de vue commercial contiennent entre 7 et 11% at. de Li (2 à 3% en masse). Dans ces alliages, la contribution relative du Li en solution solide par rapport au Li sous forme de précipité δ' est de 20 à 40%. Ce rapport dépend de la composition chimique de l'alliage et du traitement thermique appliqué.

BROUSSAUD et THOMAS, 1985 ont démontré que les valeurs du module E sont presque indépendantes de la taille et de la distribution des précipités δ' dans l'alliage binaire Al-2.5% Li (en masse).

De même, dans le cas de l'alliage industriel 2090, le module E ne varie que très peu du fait de la précipitation δ' (environ 0.1 GPa par % volumique)-d'après O'DOWD et al., 1987 et AGYEKUM et al., 1985.

L'anisotropie du module de Young pour les trois principaux alliages industriels d'Al-Li (2090, 2091 et 8090) a été caractérisée par ROONEY et al. (1989). Les alliages 2090 et 8090 présentent une anisotropie de E d'environ 5% avec les valeurs E_{min} situées à α=45°. Par contre, l'alliage 2091 et les alliages d'aluminium de la serie 7XXX (Al-Zn-Mg-Cu) ne présentent qu'environ 2% d'anisotropie pour E-figure IV.4.

Cette anisotropie est beaucoup moins prononcée que l'anisotropie de la contrainte d'écoulement qui, selon le traitement appliqué à ces alliages, peut atteindre 15 à 30%. On observe également que le traitement thermique n'a pas d'effet significatif sur l'anisotropie du module E (figure IV.5) de l'alliage 2090. L'importance de cette anisotropie peut être tout de même contrôlée par l'optimisation du processus thermo-mécanique de fabrication (ROONEY et al.,1989).

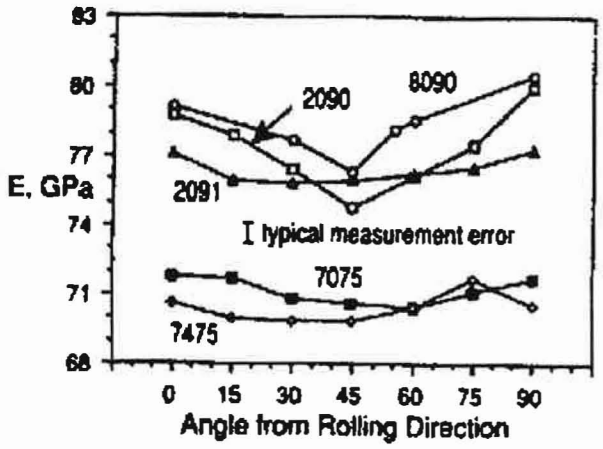


Figure IV4 : Anisotropie du module de Young d'alliages industriels d'aluminium (tôles d'épaisseur 1,6 mm). (D'après ROONEY et al., 1988).

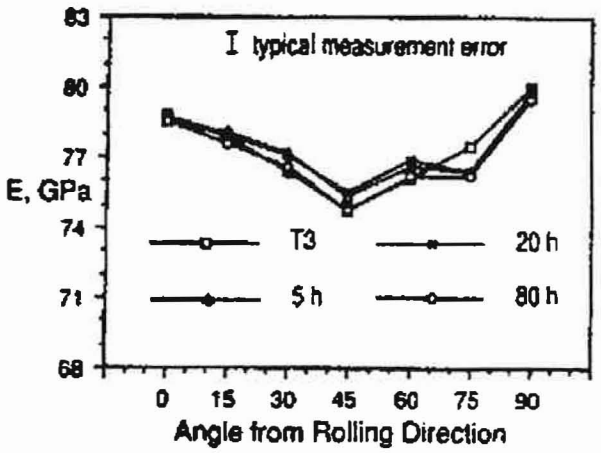


Figure IV.5 : Effet d'un vieillissement à 163°C sur l'anisotropie de module E de la tôle 2090 d'épaisseur 1,6 mm. (D'après ROONEY et al., 1988).

IV.2. RESULTATS: CONTRAINTE D'ECOULEMENT

Limite d'élasticité

La limite d'élasticité $\sigma_{0.2}$ des alliages modéles A, B et C après les différents traitements thermo-mécaniques est présentée figures IV.6 et IV.7 (LF=laminage à froid, LC=laminage à chaud et TT=laminage à chaud plus traitement thermique). En général, les valeurs de $\sigma_{0.2}$ sont relativement isotropes sans évolution significative. Les seules exceptions concernent les tôles laminées à ε=2.5: (i) après laminage à froid, $\sigma_{0.2}$ des trois alliages augmente de façon monotone de α=0° à α=90° (figure IV.6) et (ii) après laminage à chaud, nous observons une faible diminution de $\sigma_{0.2}$ pour les alliages B et C à α=45°. Nous retrouvons également sur échantillons B1TT et C1TT un minimum de $\sigma_{0.2}$ à α=45°-figure IV.7.

L'anisotropie de $\sigma_{0.2}$ de ces alliages modèles est faible par rapport à celle trouvée fréquemment pour les alliages industriels. Elle est faible également en comparaison avec les valeurs théoriques calculées par la méthode CMTP (figures IV.6 et IV.7). Selon ces valeurs de $\sigma/\bar{\sigma}$, les textures de laminage devraient conduire à une baisse de $\sigma_{0.2}$ d'environ 15% à α=45°. Les exceptions à ce comportement concernent l'alliage A après laminage à chaud à ε_{LC}=1.8 et ε_{LC}=2.5, essentiellement à cause de sa structure partiellement recristallisée.

Comme on pouvait s'y attendre, les valeurs de $\sigma_{0.2}$ augmentent pratiquement toujours quand on passe de l'alliage A à l'alliage B puis à l'alliage C (A $\Rightarrow$B $\Rightarrow$C). Ceci est également confirmé par les mesures de dureté: HV=58, 66 et 79 pour les alliages A, B et C après laminage à chaud à ε=1.8 et HV=65, 73 et 86 pour les mêmes alliages après le traitement de durcissement.

Le faible niveau des valeurs de $\sigma_{0.2}$ pour l'alliage A qui recristallise au cours du traitement de durcissement est dû à une structure grossière des grains qui se forment après ce traitement.

Les figures IV.6 et IV.7 montrent que l'anisotropie de $\sigma_{0.2}$ est relativement faible mais que les éléments d'alliage: Zr (alliage B) et Cu (alliage C) ont une forte influence sur la limite d'élasticité. Cette influence est systématique pour les échantillons laminés à chaud mais assez dispersée après le traitement de durcissement.

Les valeurs de $\sigma_{0.2}$ des alliages industriels 2091 et 8090 sont beaucoup plus élevées par rapport à celles des alliages modéles-figure IV.8. Ils présentent une anisotropie très prononcée aussi bien avant que après le durcissement. La différence des valeurs $\sigma_{0.2}$ entre α=0° (DL) et α=45° est d'environ 10 à 25%.

La valeur de α de $\sigma_{0.2}$ min. de l'alliage 2091 correspond à celle trouvée dans la littérature pour les alliages industriels c'est-à-dire pour α=60° (BOWEN, 1990; LEE et KIM, 1988; DINSDALE et al., 1988; LIPINSKI et al., 1987). Mais, il semble que pour l'alliage 8090 ce minimum est déplacé vers les valeurs de α plus faibles ($\alpha \approx 45°$)-figure IV.8.

Rappelons que l'alliage 2091TT ne recristallise pas pendant la mise en solution et garde toujours une forte texture de laminage.

Pour les échantillons 2091 et 2091TT, les calculs prevoient des courbes $\sigma(\alpha)$ identiques avec un minimum peu prononcé à α=45°-figure IV.8. Nous trouvons le même type de courbes pour l'alliage 8090 (avant traitement) qui possède une texture très similaire à celle de l'alliage 2091. L'apparition de la texture de recristallisation (Cube et Goss principalement) dans l'alliage 8090TT, change complètement l'allure de la courbe $\sigma/\bar{\sigma}$; le maximum de $\sigma/\bar{\sigma}$ se trouve à α=45° tandis que les résultats expérimentaux indiquent un minimum de σ à $\alpha \approx 45°$. Ce décalage fera l'objet d'une étude détaillée en MET.

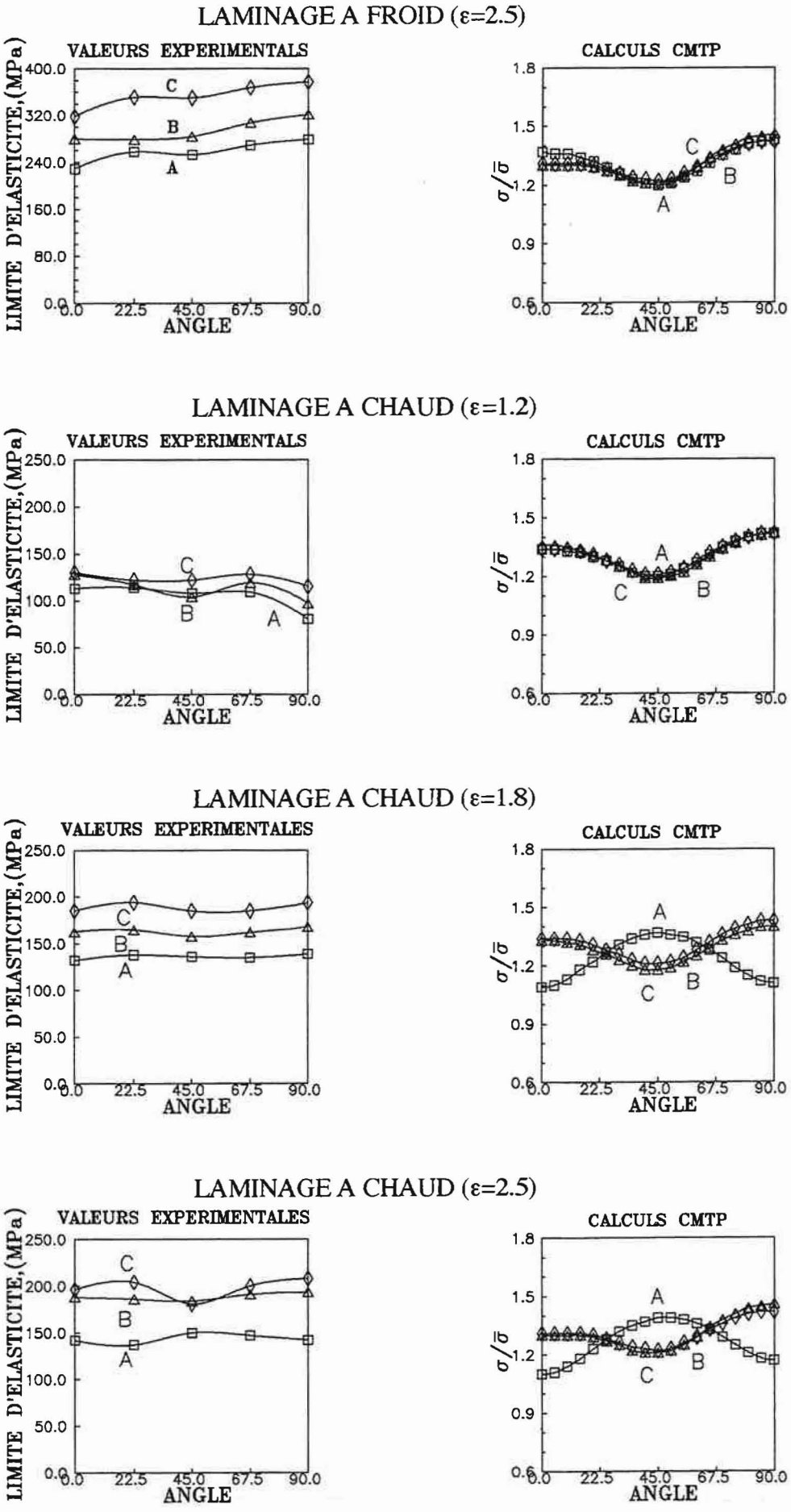


Figure IV.6: Valeurs $\sigma_{0.2}(\alpha)$ et $\sigma/\bar{\sigma}(\alpha)$ des alliages modèles laminés à froid et à chaud.

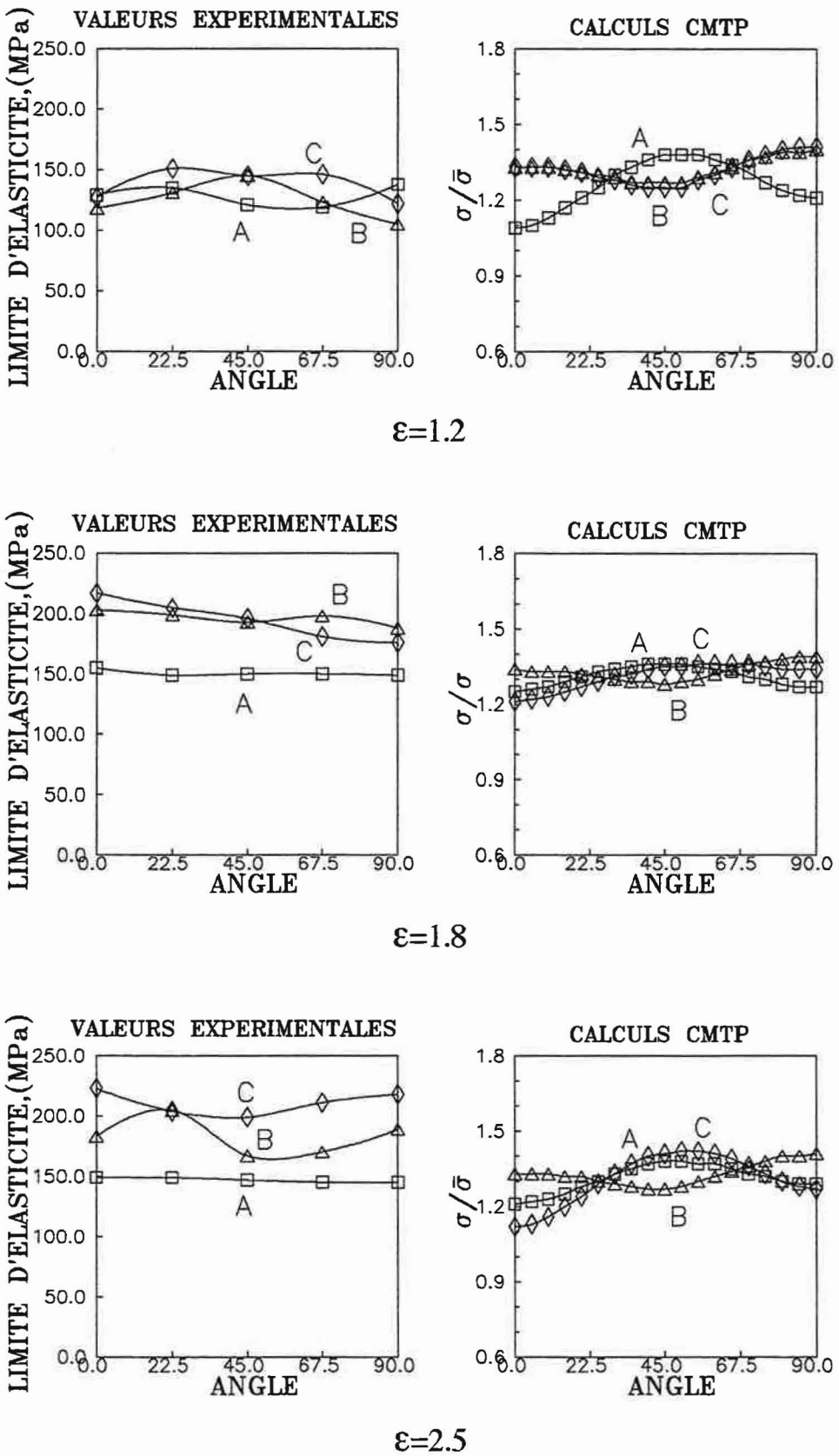
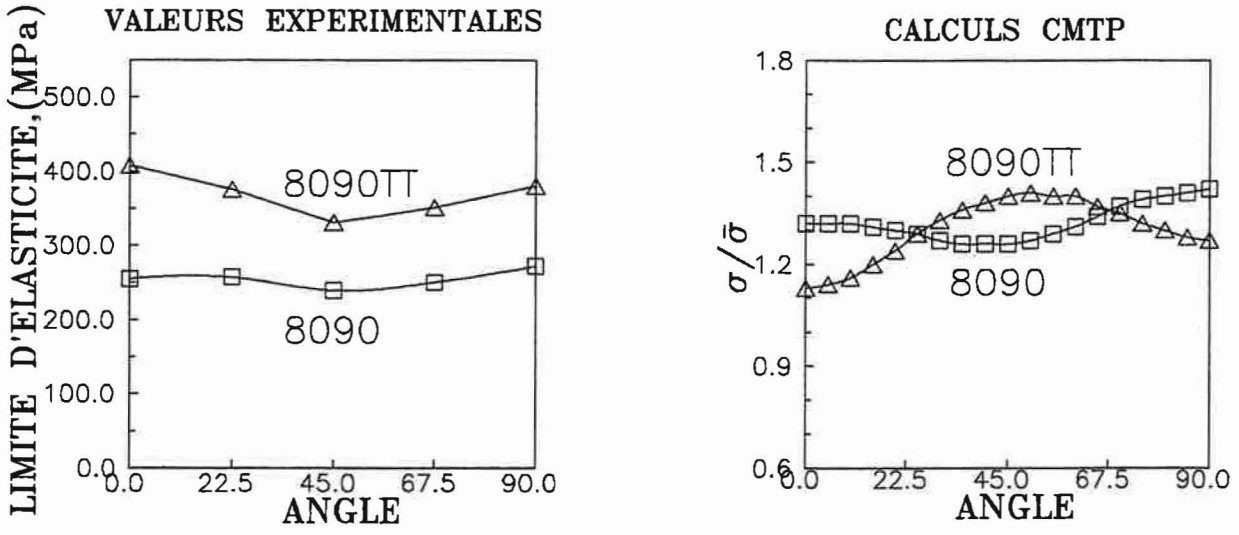
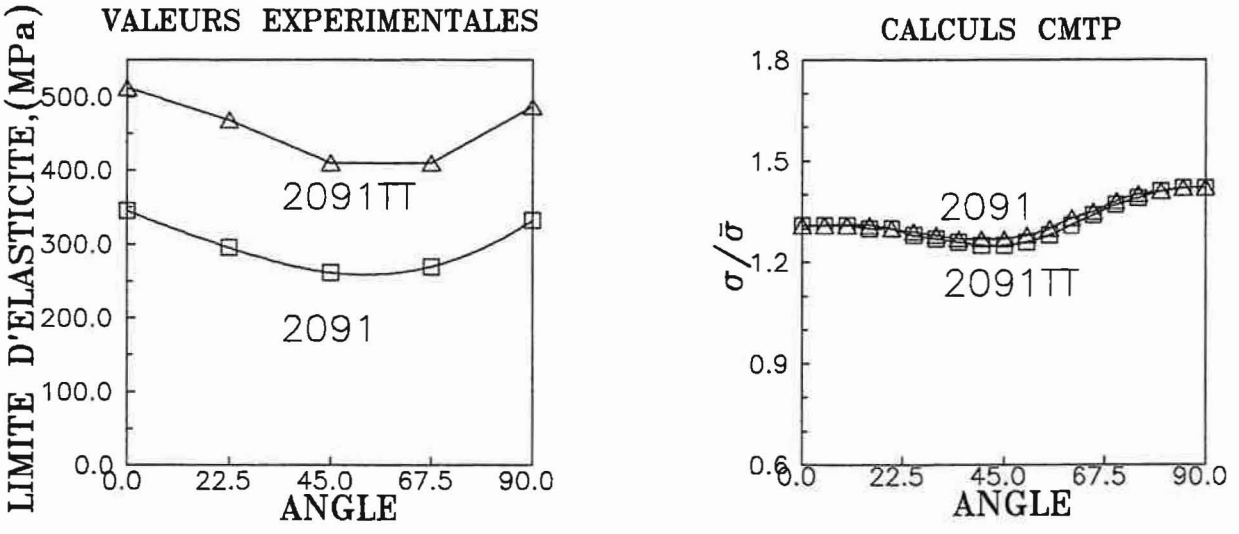


Figure IV.7: Anisotropie de $\sigma_{0.2}$ des alliages A, B et C après traitement thermique de durcissement.



8090



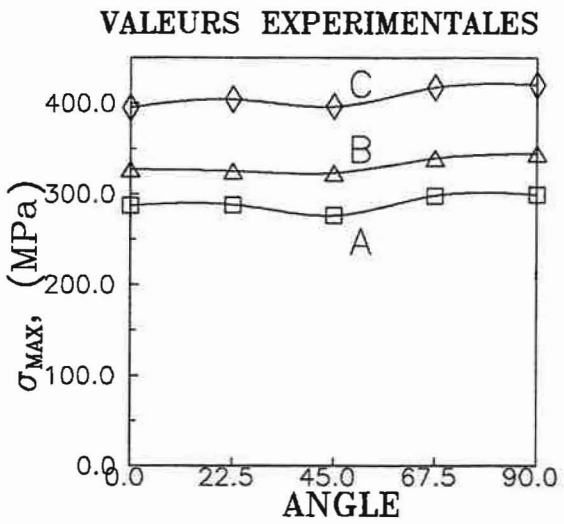
2091

Figure IV.8: Anisotropie de $\sigma_{0.2}$ des alliages industriels avec et sans traitement thermomécanique de durcissement.

Résistance à la traction

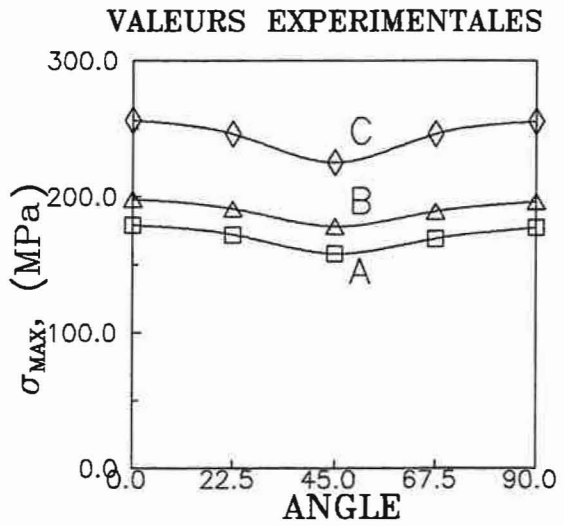
Les valeurs de la résistance à la traction $\sigma_{max}(\alpha)$ des alliages modèles sont représentées sur les figures IV.9 (échantillons laminées) et IV.10 (échantillons après traitement thermique).
Nous observons très clairement l'influence de la texture sur σ_{max} qui se traduit par une réduction systématique d'environ 5 à 10% des valeurs σ_{max} à α=45° pour toutes les tôles ayant une texture de laminage. L'alliage A, qui recristallise partiellement ou complètement (selon le traitement appliqué) présente une anisotropie de σ_{max} beaucoup moins importante que les alliages B et C. Bien évidement les alliages modéles après le traitement de durcissement ont des valeurs σ_{max} plus élevées que celles obtenues après laminage à chaud-figures IV.9 et IV.10.

A la figure IV.11 nous constatons à peu près le même taux d'anisotropie pour σ_{max} dans le cas des alliages industriels. L'exception concerne l'alliage 8090 sans traitement de durcissement dont les valeurs de σ_{max} ne varient que très peu en fonction de α. On peut noter également le changement de position du minimum de σ_{max} entre α=45° et $\alpha\approx$22° après recristallisation de cet alliage.



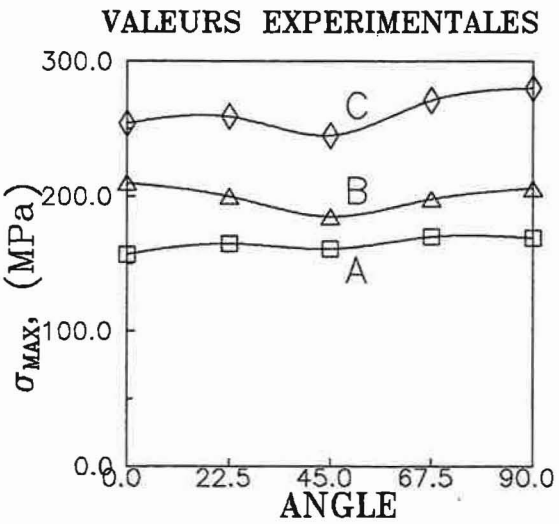
LAMINAGE A FROID

ε=2.5



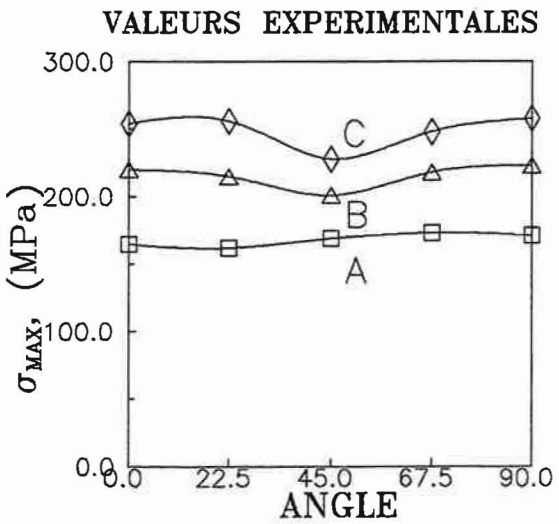
LAMINAGE A CHAUD

ε=1.2



LAMINAGE A CHAUD

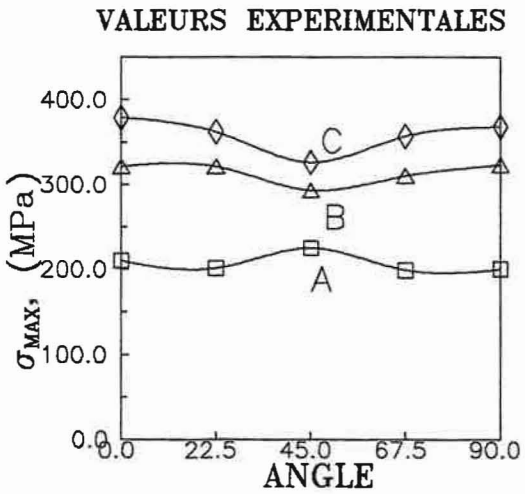
ε = 1.8



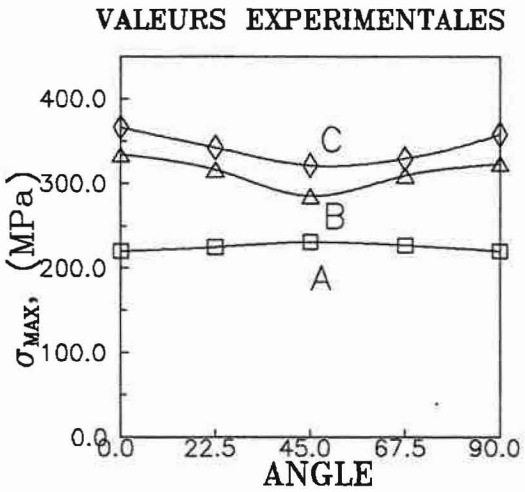
LAMINAGE A CHAUD

ε = 2.5

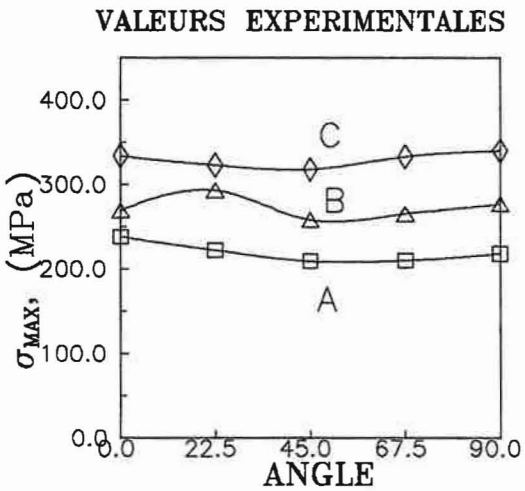
Figure IV.9: Valeurs $\sigma_{max}(\alpha)$ des alliages modèles laminés à froid et à chaud.



ε=1.2

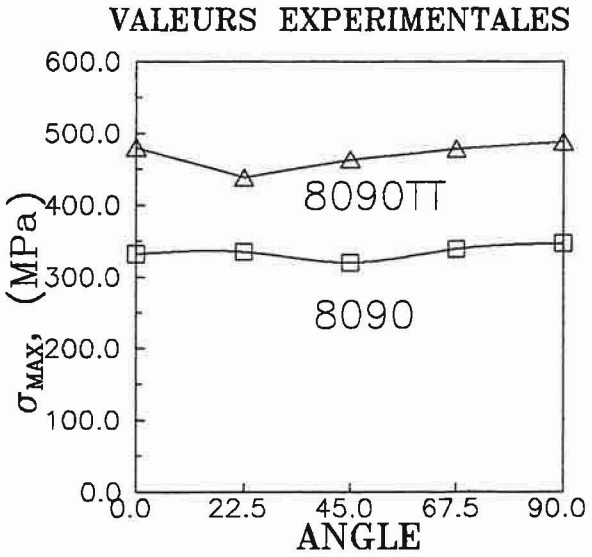


ε=1.8



ε=2.5

Figure IV.10: Anisotropie de σ_{max} des alliages A, B et C après traitement de durcissement.



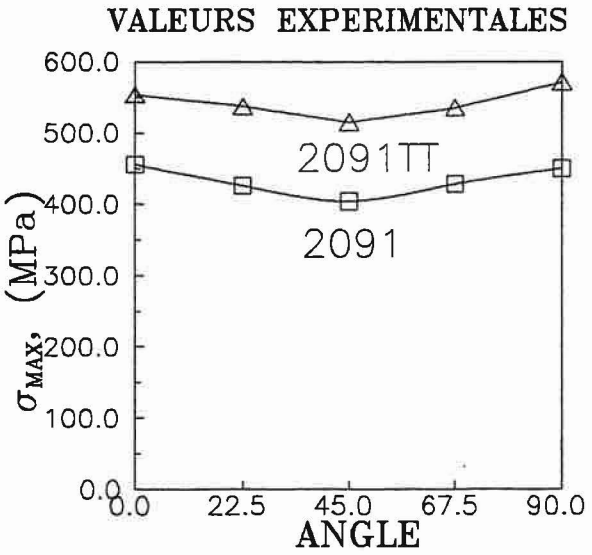


Figure IV.11: Anisotropie de σ_{max} des alliages industriels 8090 et 2091 (8090TT et 2091TT) avant (et après) traitement de durcissement.

Coefficient d'écrouissage

Sur la figure IV.12, nous présentons la variation du coefficient d'écrouissage (n) en fonction de l'angle α pour les alliages industriels avant et après le traitement de durcissement.

Le coefficient n a été mesuré sur les courbes de traction jusqu'à des valeurs de $\varepsilon \approx 5\%$ de déformation (ou ε_{max}). Les erreurs expérimentales relatives $\Delta\varepsilon$ ne dépassent pas 10%.

Les valeurs de ce coefficient sont relativement faibles et présentent une certaine anisotropie. Dans le cas de l'alliage 8090, le traitement thermo-mécanique ne change que très peu les valeurs de n. En revanche, l'alliage 2091 possède une anisotropie plus prononcée avec un maximum de n à $\alpha \approx 67°$. Le traitement de durcissement de cet alliage provoque une diminution importante ($\approx 30\%$) du coefficient d'écrouissage.

Les courbes $n(\alpha)$ des alliages modéles laminés sont présentées sur la figure IV.13. Pour le laminage à froid, les valeurs de n des alliages A, B et C sont faibles et presque identiques; elles ne varient pratiquement pas avec l'angle α. Après laminage à chaud les courbes $n(\alpha)$ sont plus dispersées.

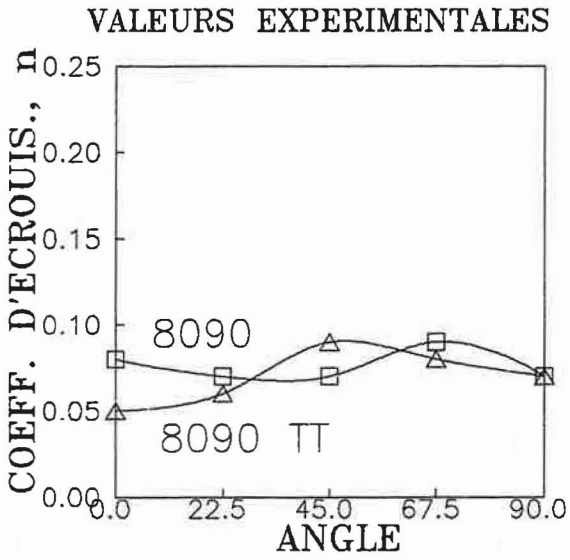
C'est toujours l'alliage ternaire C qui présente les valeurs de n les plus élevées. Pour les tôles laminées à $\varepsilon=1.2$, nous remarquons une variation plus importante de $n(\alpha)$ par rapport aux tôles laminées à $\varepsilon=1.8$ et $\varepsilon=2.5$-figure IV.13.

Le traitement thermique de durcissement des alliages modéles apporte un changement significatif dans le comportement du coefficient d'écrouissage-figure IV.14. L'apparition d'une texture de recristallisation dans l'alliage A pendant ce traitement, augmente visiblement les valeurs de n et provoque une anisotropie bien marquée avec un maximum à $\alpha=45°$ surtout dans la tôle laminée à $\varepsilon=1.2$. Cette anisotropie diminue progressivement en fonction du taux de déformation pour atteindre un niveau sensiblement constant dans les tôles déformées à $\varepsilon=2.5$-figures IV.14.

Nous retrouvons le même type de comportement du coefficient n dans le cas des alliages B et C, c'est-à-dire. une forte anisotropie à $\varepsilon=1.2$ mais avec un minimum à $\alpha=45°$ et qui diminue jusqu'à $\varepsilon=2.5$. De plus, les valeurs de n de ces deux alliages sont très similaires.

Nous n'avons qu'une faible dispersion des résultats dans le cas des tôles laminées à $\varepsilon=2.5$ pour lesquelles le coefficient n varie entre 0.1 et 0.15-figure IV.14.

En général, les valeurs de n des tôles traitées thermiquement sont plus élevées que celles laminées.



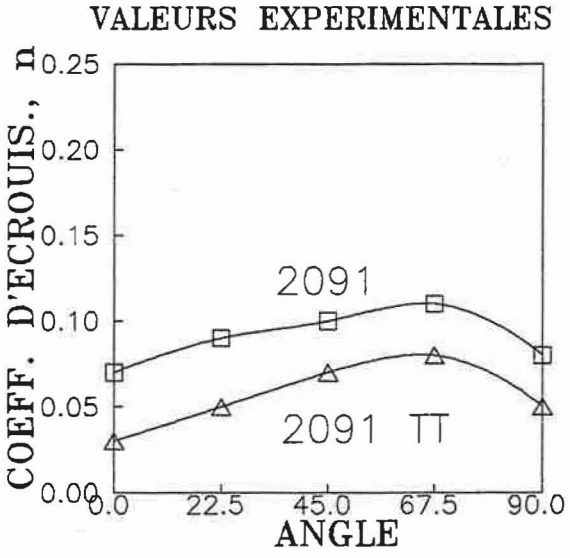
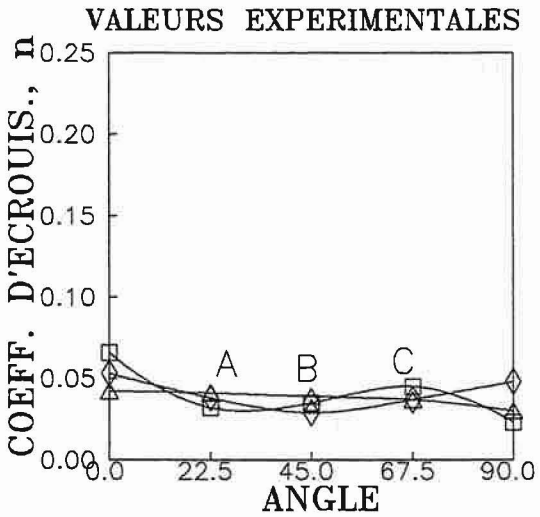
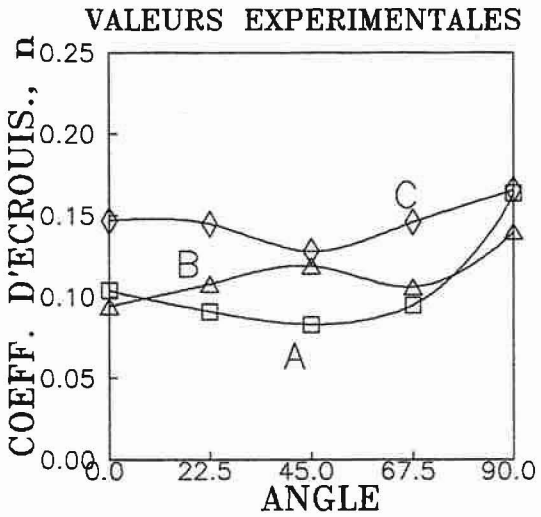


Figure IV.12: Valeurs de coefficient d'écrouissage n(α) des alliages 8090 et 2091.



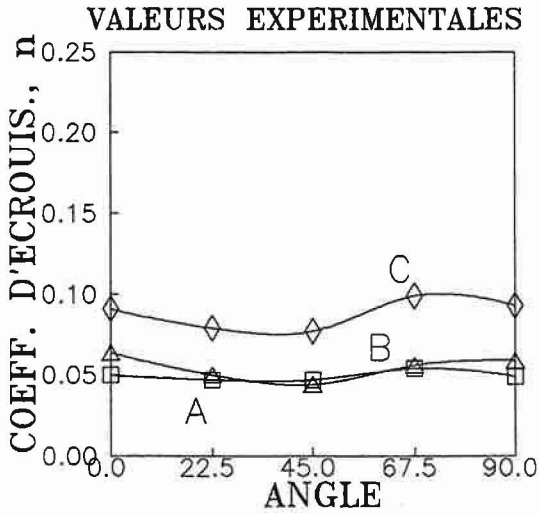
LAMINAGE A FROID

ε=2.5



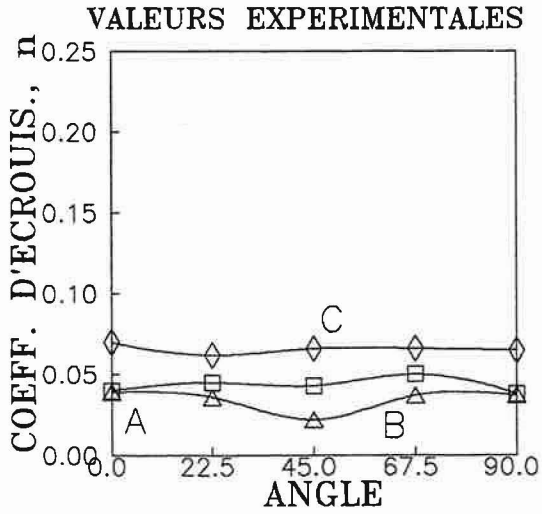
LAMINAGE A CHAUD

ε=1.2



LAMINAGE A CHAUD

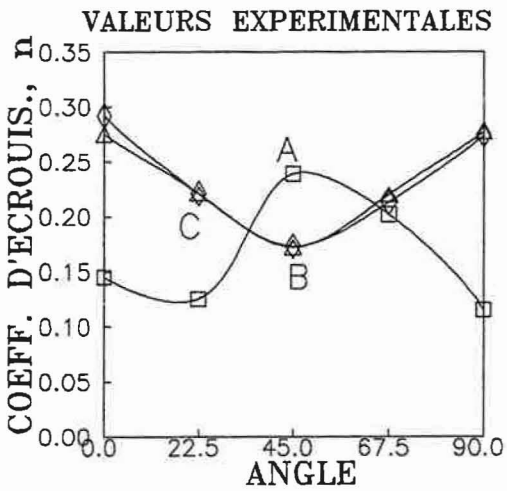
ε = 1.8



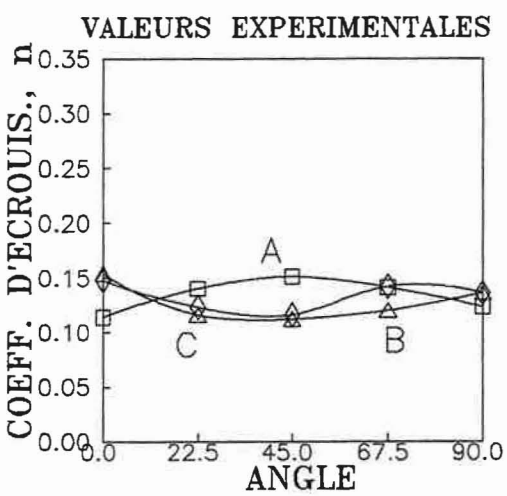
LAMINAGE A CHAUD

ε = 2.5

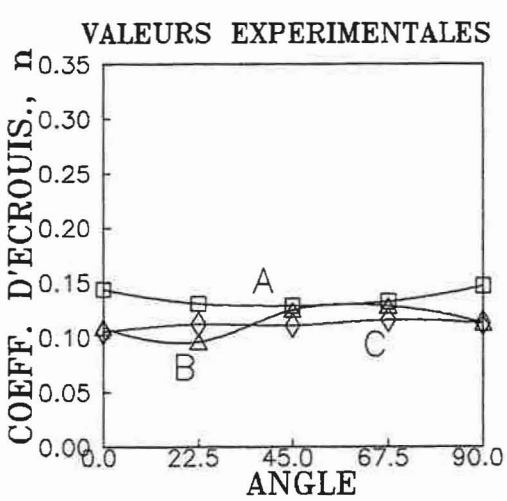
Figure IV.13: Anisotropie de coefficient d'écrouissage n des alliages A, B et C laminés à froid et à chaud.



ε=1.2



ε=1.8



ε=2.5

Figure IV.14: Anisotropie de coefficient d'écrouissage des alliages A, B et C après traitement de durcissement.

En résumé, l'influence des éléments d'alliage sur les valeurs de $\sigma_{0.2}$ et σ_{max} des alliages modéles est forte et dépend des traitements thermo-mécaniques appliqués. Leurs influence sur les valeurs de coefficient d'écrouissage n est beaucoup plus faible. L'anisotropie de ce coefficient dépend de la texture de matériau-figures IV.13 et IV.14.

Les alliages A, B et C présentent une anisotropie de $\sigma_{0.2}(\alpha)$ relativement faible par rapport aux alliages industriels. En revanche, nous avons observé une anisotropie importante des valeurs de σ_{max} avec, en général, un minimum pour $\alpha \approx 45°$.

IV.3. COEFFICIENT DE LANKFORD R(α)

Les coefficients d'anisotropie plastique R(α) des alliages modéles après laminage à froid sont présentés sur la figure IV.15 avec les valeurs théoriques correspondantes. Nous observons une anisotropie plastique prononcée avec un maximum à $\alpha \approx 67°$ qui varie entre 1.9 (alliage C) et 1.4 (alliage A). Les valeurs obtenues pour ces tôles sont très proches de celles de l'aluminium pur laminé à froid à 95% (NOBLE et al.1982; KUSNIERZ, 1981). La seule différence est la position des valeurs maximales de R(α) qui se situe, pour l'aluminium pur, à $\alpha=45°$.

Les modéles CMTP et Taylor prévoient la forme générale des courbes expérimentales $R_{exp}(\alpha)$ mais elles sont symétriques par rapport à $\alpha=45°$. On note que la méthode CMTP donne des valeurs théoriques (R_{th}) de même ordre de grandeur que les valeurs expérimentales mais le modéle de Taylor prevoie une variation excessive de R_{th}: par exemple $R_{th}(45°)\approx 5$ et $R_{th}(90°)\approx 0.2$-figure IV.15.

Les coefficient R(α) après laminage à chaud montrent une forte anisotropie plastique tout à fait similaire à celle des alliages laminés à froid. La figure IV.16 présente des courbes expérimentales et théoriques des alliages A, B et C. Après le laminage à $\varepsilon_{LC}=1.2$ nous trouvons pour $\alpha=45°$ le maximum de R égal à 1.2 et pour $\alpha=0°$ et 90° des valeurs relativement faibles: ≈0.3 et 0.6 respectivement.

Les prévision théoriques de la méthode CMTP coïncident bien avec les résultats expérimentaux mais les valeurs de R(α) calculées sont légèrement plus élevées)figure IV.16. Quant à la méthode de Taylor, elle prévoie une asymétrie des courbes par rapport à $\alpha=45°$ et des valeurs R_{max} trop élevées entre 3 et 4.

La figure IV.16b, qui présente les résultats pour les tôles laminées à $\varepsilon=1.8$, révéle un comportement de l'alliage A particulièrement intéressant. Dans ce stade de laminage il est partiellement recristallisé avec une texture Cube. Au contraire des alliages B et C caractérisés par une forte texture de laminage, l'alliage A présente un minimum de R à $\alpha=45°$. Ce comportement est caractéristique d'une texture de type fibre α (LEQUEU et al., 1984).

Les simulations par les méthodes CMTP et Taylor prevoient la forme général des courbes $R_{exp}(\alpha)$ mais avec des valeurs trop élevées par rapport à l'expériance-figures IV.16b.

Dans le cas des tôles laminées à chaud à $\varepsilon=2.5$, l'allure des courbes $R_{exp}(\alpha)$ est similaire pour les alliages B et C avec un R_{max},situé à $\alpha=45°$, qui vaut 1.2 (alliage C) et 0.6 (alliage B)-figure IV.16c. Encore une fois la courbe $R_{exp}(\alpha)$ de l'alliage binaire A est différente à cause de la recristallisation partielle qui se produit au cours du laminage. Pour ces trois alliages les résultats expérimentaux concordent bien avec les prévisions

théoriques, mise à part des valeurs de $R_{th}(\alpha)$ excessivement élevées d'après les calculs par la méthode de Taylor-figure IV.16c.

Les valeurs du coefficient R_{exp} des tôles après le durcissement structural sont sensiblement supérieures à celles après laminage à chaud et proches de celles obtenues sur les échantillons laminés à froid-figures IV.15 à IV.17.

L'alliage A après le traitement thermique recristallise complètement en développant une texture de type fibre α, ce qui change allure de la courbe $R_{exp}(\alpha)$ par rapport à celle des alliages B et C, quel que soit le taux de déformation de la tôle A. Nous trouvons pour cette tôle une valeur de $R_{max}\approx 1.2$ à $\alpha\approx 67°$-figure IV.17.

Dans le cas de l'alliage B qui garde toujours une texture de type laminage (fibreβ) les courbes $R_{exp}(\alpha)$ ont des allures presque identiques pour toutes les épaisseurs de la tôle. Les valeurs R_{exp} se placent entre celles prévues par les calculs de CMTP et ceux de Taylor-figure IV.17.

Au cours de la mise en solution les échantillons de l'alliage C déformés à $\varepsilon=1.8$ et 2.5 recristallisent partiellement avec la formation d'une composante Cube (dominante dans la tôle laminée à $\varepsilon=2.5$). Nous observons donc une variation irrégulière des courbes $R_{exp}(\alpha)$ probablement due à l'hétérogénéité du taux de recristallisation au travers de l'épaisseur des tôles-figure IV.17. La position des valeurs R_{max} change en fonction du taux de laminage.

Les courbes simulées par les méthodes CMTP et Taylor coïncident moins bien avec les résultats expérimentaux que dans le cas du laminage à chaud-figures IV.16 et IV.17.

Les alliages industriels qui possèdent une forte texture de laminage (alliages 2091 et 8090 avant le traitement de durcissement ainsi que l'alliage 2091TT après ce traitement) montrent une anisotropie plastique prononcée-figure IV.18. Les valeurs de R_{exp} varient entre 0.5 et 1.8 (alliage 2091) et entre 0.3 et 1.9 (alliage 8090) avec un maximum situé à $\alpha=45°$. L'anisotropie plastique de ces alliages correspond bien à celle trouvée pour l'alliage quaternaire C laminé à froid de composition chimique similaire-figure IV.15. Le changement de la texture des échantillons 8090 provoqué par la recristallisation au cours de la mise en solution a modifié complètement l'allure de la courbe $R_{exp}(\alpha)$. L'apparition des textures de type fibre α conduit à l'anisotropie plastique beaucoup plus faible-figure IV.18. Entre $\alpha=0°$ et 45° les valeurs de R_{exp} sont presque stables (≈ 0.5) puis elles montent légèrement pour atteindre la valeur $R_{max}\approx 0.8$ à $\alpha=90°$.

La forme générale de ces courbes expérimentales est prévue par les calculs de CMTP et de Taylor. Le meilleur accord était obtenu avec la méthode CMTP. Une fois de plus la méthode de Taylor prévoit une anisotropie trop forte ($R_{exp}(\alpha)$ varie entre 0.5 et 5).

De ce point de vue l'alliage 8090 est plus intéressant que l'alliage 2091. Contrairement à ce dernier, il recristallise pendant le traitement de mise en solution en développant une texture de type fibre α présentant une faible anisotropie plastique tout en gardant une bonne valeur de la contrainte d'écoulement.

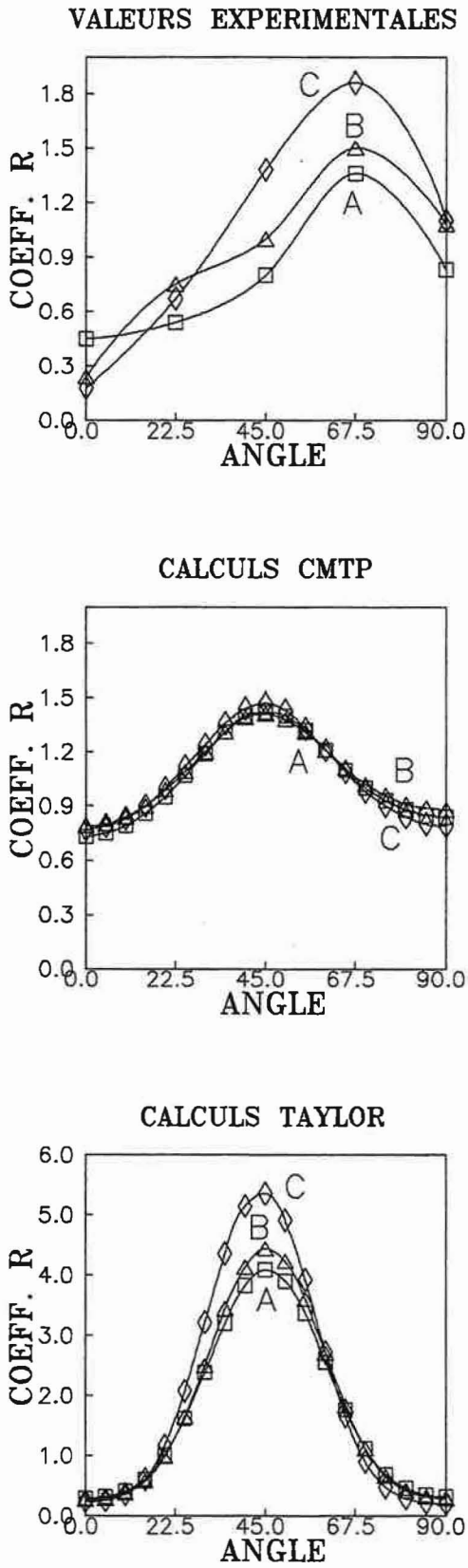


Figure IV.15: Anisotropie de coefficient R des alliages modèles laminés à froid.

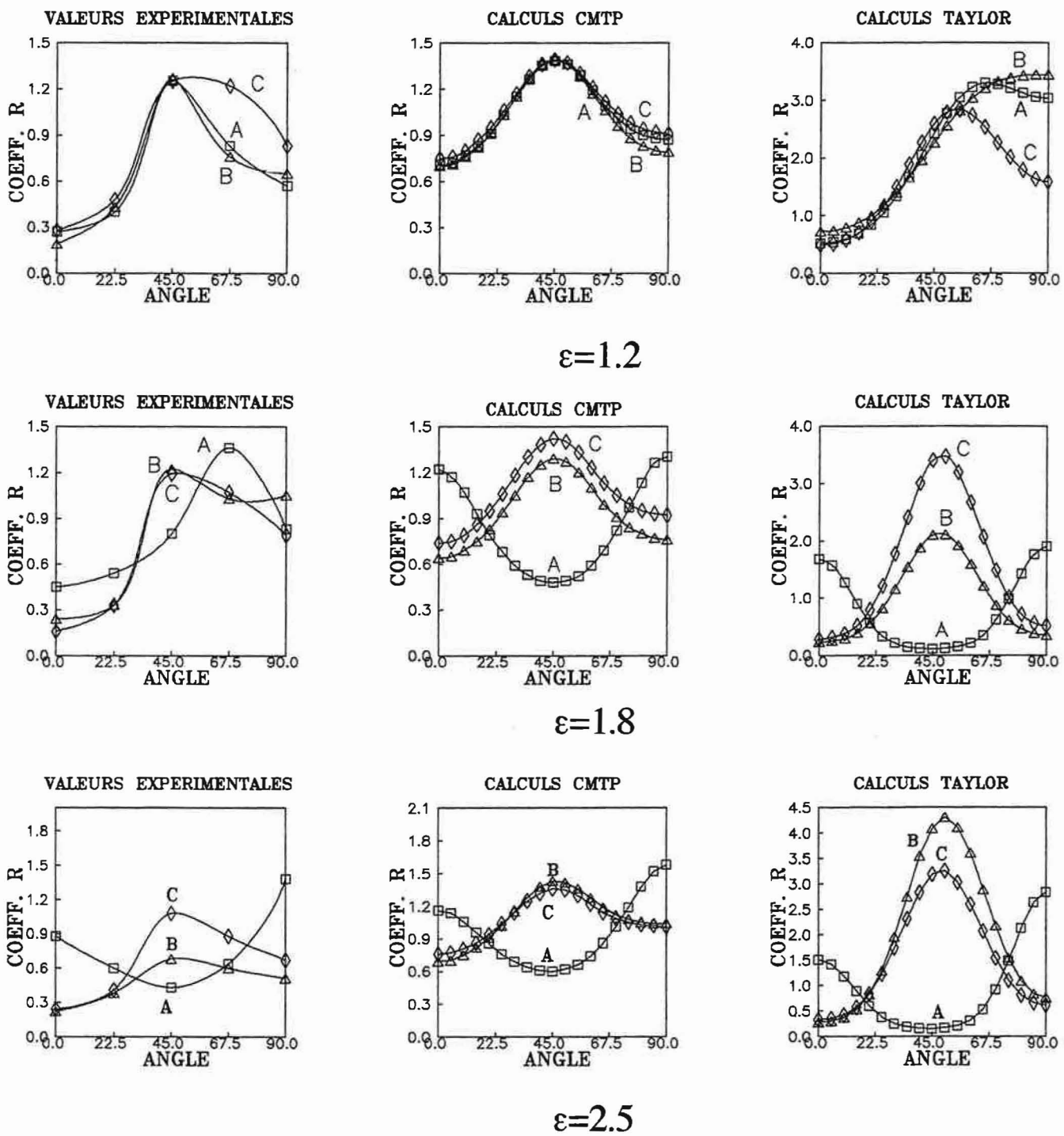


Figure IV.16: Valeurs de coefficient R(α) des alliages A, B et C après laminage à chaud.

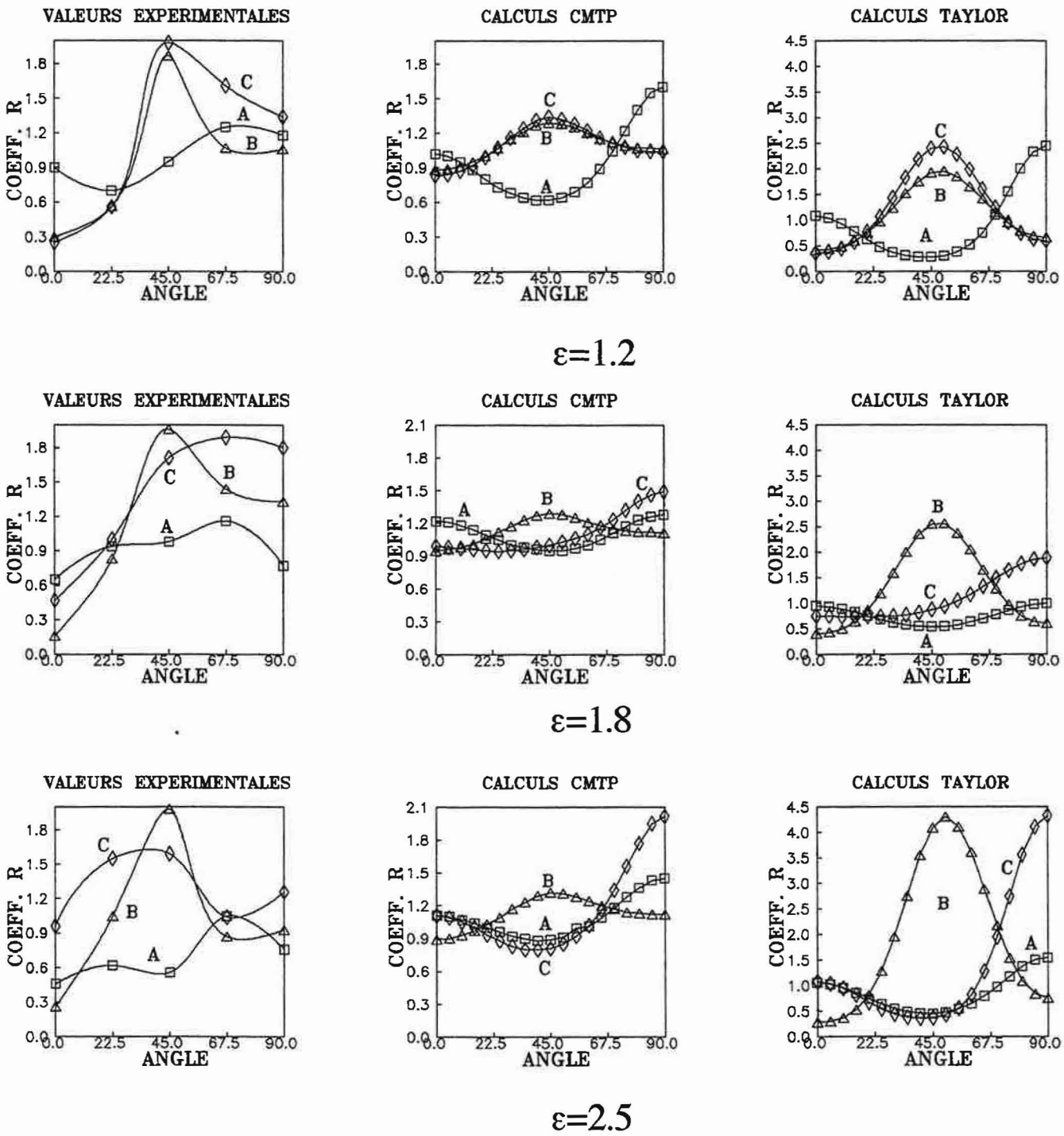
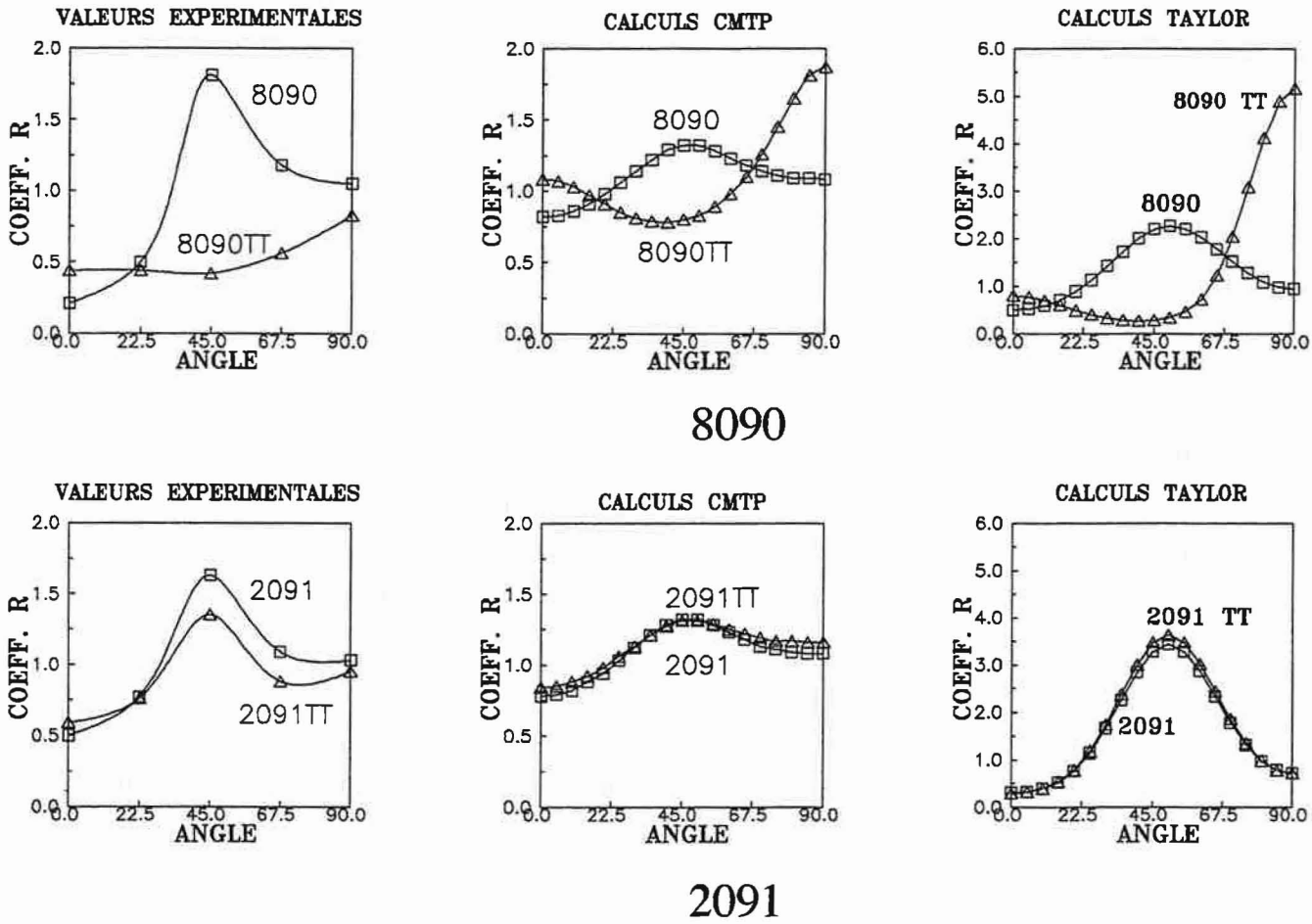


Figure IV.17: Anisotropie de R(α) des alliages modèles après traitement de durcissement.



8090

2091

Figure IV.18: Valeurs R(α) des alliages industriels avant (8090 et 2091) et après (8090TT et 2091TT) traitement de durcissement.

IV.4. RESUME: ANISOTROPIE PLASTIQUE

L'influence de chaque élément d'addition sur l'anisotropie plastique des alliages modèles se manifeste différemment selon les traitements thermo-mécaniques appliqués.

Une augmentation du nombre d'éléments d'alliage (Zr et Cu pour les alliages B et C respectivement) provoque, après le laminage à froid, une augmentation des valeurs de $R(\alpha)$ mais l'allure des courbes est conservée. Quant aux valeurs de la limite d'élasticité $\sigma_{0.2}$, elles croient progressivement entre DL et DT et augmentent en fonction des éléments d'alliage. La résistance à la traction (σ_{max}) pour ces trois alliages présente une faible anisotropie d'environ 5 à 10% à α=45°.

Le laminage à chaud des alliages contenant du Zr (B et C) qui ne recristallise pas, développe une texture moins prononcée et, par conséquent, une anisotropie moins marquée par rapport à celle observée après le laminage à froid. L'alliage A qui recristallise partiellement présente une anisotropie de $R(\alpha)$ très faible. L'anisotropie de $\sigma_{0.2}$ de ces alliages est faible par rapport à celle trouvée fréquemment pour les alliages industriels. L'alliage A qui recristallise partiellement après ε_{LC}=1.8 et 2.5 présente une anisotropie de σ_{max} beaucoup moins importante que les alliages B et C.

Après le traitement de durcissement, l'anisotropie plastique des alliages B et C a tendance à augmenter jusqu'au niveau des valeurs atteintes après le laminage à froid. L'influence des éléments d'alliage sur les valeurs de $\sigma_{0.2}$ est assez dispersée mais ces valeurs augmentent pratiquement toujours quand on passe de l'alliage A à l'alliage C. Le faible niveau de $\sigma_{0.2}$ de l'alliage A, qui recristallise après ce traitement, est dû à une structure grossière des grains (figures A.I.22 et A.I.23). L'anisotropie de σ_{max}, quant à elle, est moins marquée que celle des alliages B et C. Les valeurs de σ_{max} des alliages modèles sont, bien évidement, plus élevées que les valeurs obtenues après laminage à chaud.

L'anisotropie du coefficient R des alliages industriels (possédant une forte texture de laminage) est très proche de celle de l'alliage C laminé à froid. L'alliage 8090TT recristallisé présente une très faible anisotropie de $R(\alpha)$. Les valeurs de $\sigma_{0.2}$ présentent une anisotropie très prononcée aussi bien avant qu'après le traitement de durcissement. Elles sont beaucoup plus élevées par rapport à celles des alliages modèles. Par contre, les valeurs de σ_{max} des alliages industriels présentent à peu près le même taux d'anisotropie.

Les résultats globaux montrent qu'une forte anisotropie plastique observée pour les matériaux fortement texturés est compatible avec les données d'analyse quantitative de la texture.

La méthode CMTP utilise une décomposition de la texture en composantes Gaussiennes et une description de la frontière d'écoulement de chacune d'entre elles à l'aide d'une fonction quadratique. En fait, elle donne de meilleurs prévisions théoriques pour les valeurs $R(\alpha)$ que la méthode de Taylor "Full Constraints".
Notons que ROYER et al., 1987 ont montré qu'en relâchant certaines composantes de cisaillement (Taylor "Relaxed Constraints") ce modèle donne une variation de $R(\alpha)$ moins prononcée.

IV.5. MODULE DE YOUNG

Les mesures du module de Young E(α) ont été efféctuées sur les tôles des alliages modéles après le laminage à chaud et sur les tôles des alliages industriels avant et après le traitement de durcissement. Ces mesures sont faites à l'aide d'un appareil appelé "Elastomat" utilisant une méthode de propagation d'ondes acoustiques.

Pour les alliages B et C les valeurs de E(α) passent par un minimum à 45° quelle que soit l'épaisseur de la tôle-figure IV.19. La recristallisation partielle de l'alliage A laminé à ε=1.8 et 2.5, conduit au changement de l'allure de la courbe E(α). Nous observons cette fois un maximum de E aux alentours de 50°-figure IV.19. Les valeurs de E(α) de l'alliage binaire sont plus faibles que celles des alliages B et C, variant entre 73 et 78 GPa en accord avec les résultats de NOBLE et al.(1982) et ROONEY et al. (1989) pour des alliages similaires.

Les valeurs du module de Young des alliages industriels pour différents traitements thérmo-mécaniques sont présentées sur la figure IV. 20. Les alliages 8090 et 2091 à l'état de livraison (laminage à chaud et pour le 2091 un traitement de mise en solution en sus) présentent une faible anisotropie, avec un minimum à α=45°-figure IV.20.

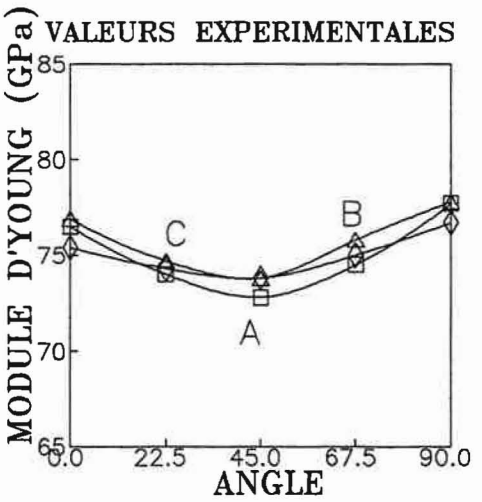
Les traitements thermiques de durcissement font évoluer les valeurs de E de ces deux alliages de façon importante mais dans le sens opposé; le module de Young de l'alliage 2091 baisse d'environ 7% tandis que celui de 8090 augmente par le même pourcentage. Rappelons que l'alliage 8090 recristallise en développant une texture de type de fibre α avec une faible anisotropie-figures IV.20.

Nous ne pouvons expliquer ces différences par un simple effet de texture. En effet, les mesures effectuées par MAKAROW (1987) sur des tôles d'aluminium pur montrent que les modules de Young des tôles recristallisées sont inférieures à ceux des tôles laminées. La variation de E en fonction de l'angle α présente à 45° un minimum pour les tôles laminées et un maximum dans le cas de celles recristallisées.

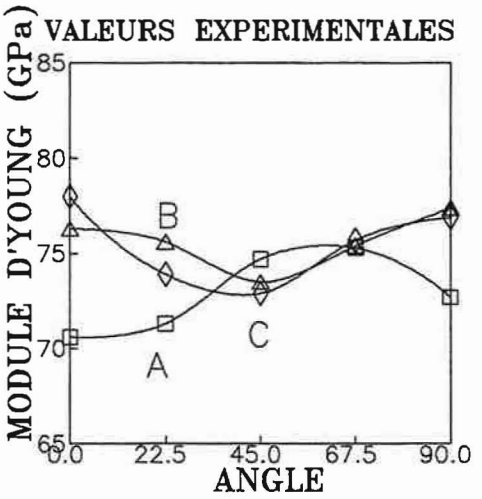
Pour trouver l'explication de ce comportement il faut probablement chercher dans leur état de précipitation. L'influence des éléments d'alliage sur le module de Young se manifeste différemment selon les traitements thermo-mécaniques appliqués (COSTE, 1990). L'interaction des différents éléments entre eux, soit en solution solide, soit sous forme de précipités, modifie la structure électronique de ces alliages et par conséquent conduit à modifier les valeurs de E (SAINFORT, 1985). D'après NOBLE et al. (1982),

l'ajout de 2 à 3% (en poids) de Li en solution solide augmente la valeur de E d'environ 30% par rapport à l'Al pur. Cette valeur peut être légèrement plus élevée en présence des précipités δ' (Al_3Li).

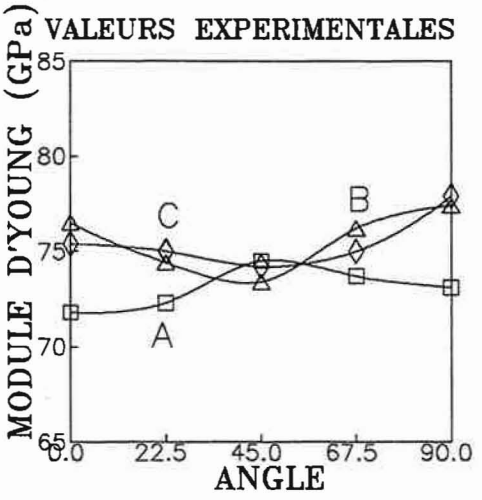
Les alliages B et C ainsi que l'alliage A laminé à $\varepsilon=1.2$, qui possèdent une texture de laminage, présentent un minimum de E à $\alpha\approx45°$. En revanche, pour les tôles partiellement recristallisées de l'alliage A laminé à $\varepsilon=1.8$ et 2.5, on trouve un maximum des valeurs E à $\alpha\approx50°$.
Les variations des valeurs $E(\alpha)$ des alliages industriels montrent l'influence de l'état de précipitation sur l'anisotropie du module E.
Le comportement élastique de ces alliages peut être interpreté par les effets conjugués de la texture et de la microstructure.



ε=1.2



ε=1.8



ε=2.5

Figure IV.19: Anisotropie de module d'Young des alliages A, B et C laminés à chaud.

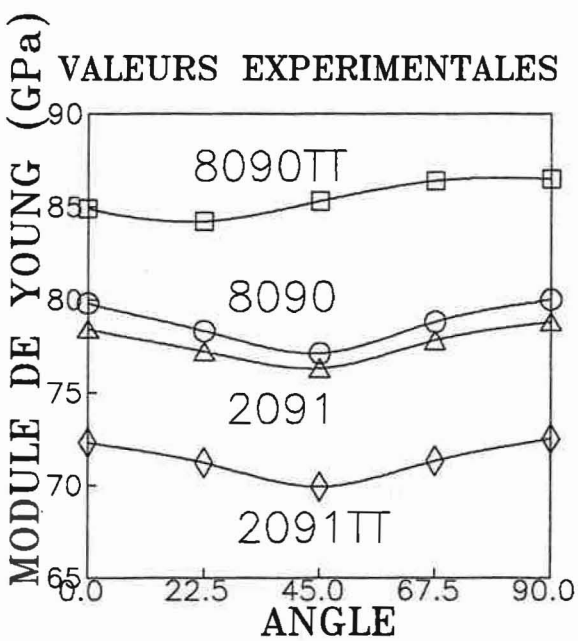


Figure IV.20: Valeurs du module E(α) des alliages industriels avant (8090 et 2091) et après (8090TT et 2091TT) traitement de durcissement.

IV.6. INFLUENCE DE L'ETAT DE PRECIPITATION SUR L'ANISOTROPIE PLASTIQUE DE L'ALLIAGE QUATERNAIRE Al-Li-Cu-Zr

On remarque que, pour l'alliage industriel 8090, les valeurs de $\sigma_{0.2}$ ont toujours un minimum pour α compris entre 50° et 60° quelle que soit la texture cristallographique. A l'état laminé, les calculs théoriques prévoient un minimum à α=45° mais à l'état recristallisé on s'attend à un maximum.
Nous avons cherché à éclairer la différence qui existe entre les prévisions théoriques et l'expérience pour l'état recristallisé en étudiant l'anisotropie plastique de l'alliage modèle C dans deux états: après un traitement de mise en solution et après un traitement thermique de durcissement. Nous pouvons examiner l'influence des précipitées sur l'anisotropie plastique pour les deux types de texture: une texture de laminage (la tôle déformée à ε=1.2) et une texture de type fibre α (fortement présente dans la tôle laminée à ε=1.8 et prédominante dans celle laminée à ε=2.5). Nous avons choisi l'alliage C du fait que l'état de précipitation de cet alliage est, en principe, plus proche de ceux des alliages industriels.

Le but de cette étude est donc de séparer les effets de la texture et des précipités sur l'anisotropie plastique.
L'observation au microscope électronique en transmission après la mise en solution de cet alliage révèle la présence de fins précipités sphériques δ' (Al_3Li) et β' (Al_3Zr). Après le vieillissement nous y observons en plus les deux types de précipités contenant du Cu: T_1 (Al_2CuLi), T_2 (Al_6CuLi_3) et θ' (Al_2Cu)-DELECROIX, 1991; KIM et al., 1988.
Les précipités T_1 et T_2 jouent un rôle essentiel dans le comportement mécanique de cet alliage (SAINFORT, 1985). Ils ont tous les deux une structure hexagonale avec le même paramètre de maille. Morphologiquement, le plan de la plaquette des précipités T_1 correspond à un plan $(111)_{C.F.C.}$.

L'évolution de $\sigma_{0.2}(\alpha)$ et $\sigma_{max}(\alpha)$ en fonction des traitements thermiques appliqués est présentée sur les figures IV.21 et IV.22. Nous observons une anisotropie relativement faible de $\sigma_{0.2}$ et σ_{max} aussi bien avant qu'après le traitement de vieillissement. L'allure des courbes change parfois selon le traitement thermique de par les positions du maximum ou du minimum des valeurs $\sigma_{0.2}$ et σ_{max}.

Le vieillissement de cet alliage fait varier les valeurs du coefficient d'écrouissage n. Pour les tôles laminées à ε=1.8 et 2.5 (recristallisation partielle), l'anisotropie de n est similaire à celle trouvée après la mise en solution mais avec des valeurs de n plus faibles-figure IV.23. En revanche, pour l'échantillon déformée à ε=1.2 (C4) qui ne recristallise pas et garde une texture de laminage, ce traitement de durcissement change complètement

l'allure de la courbe n(α). Après la mise en solution de l'échantillon C4 nous n'avons pratiquement pas d'anisotropie du coefficient d'écrouissage tandis que le vieillissement apporte une forte anisotropie avec un minimum de n à α=45°. Les valeurs de n baissent d'environ 30% entre α=0° et 45°-figure IV.23.

A notre connaissance, le changement des valeurs de n en fonction de α n'a pas été étudié dans la littérature.

En ce qui concerne le coefficient R(α) (figure IV.24), on constate que de façon général après le vieillissement les valeurs de R augmentent par rapport à celles trouvées après la mise en solution.

Nous remarquons que l'apparition des précipités T_1 et T_2 ne modifie pas l'allure des courbes R(α) pour l'échantillon C4.

En revanche, les courbes R(α) des tôles laminées à ε=1.8 (C2) et ε=2.5 (C1), partiellement recristallisées, montrent des différences importantes entre l'état de "solution solide" et l'état vieilli:

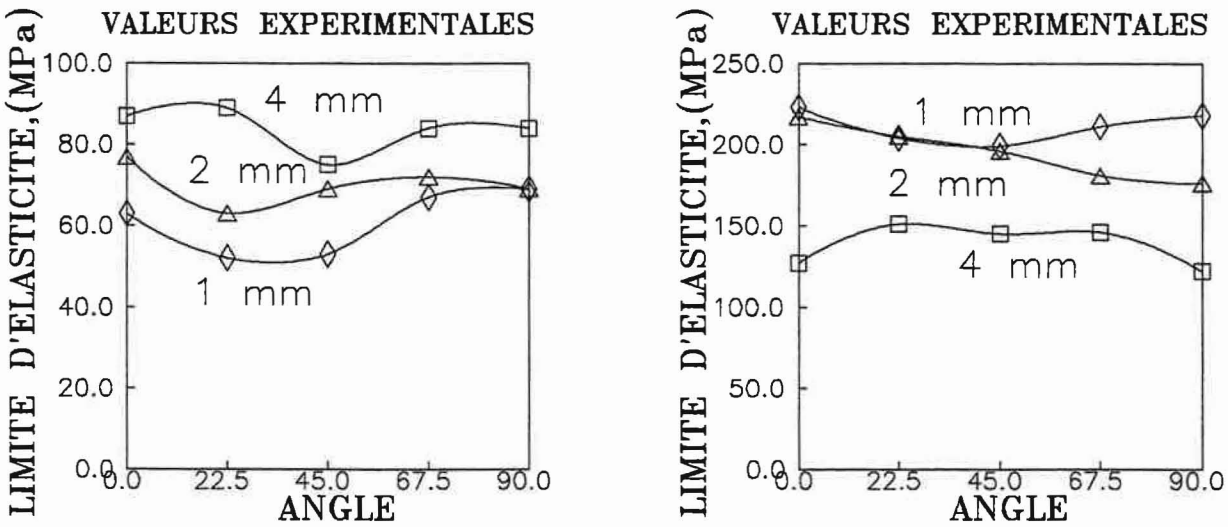
- l'échantillon C2 présente une forte anisotropie avec un minimum de R à $\alpha\approx$22° (mise en solution) et un maximum à $\alpha\approx$67° (vieillissement)-figure IV.24.
- la tôle C1 mise en solution possède une anisotropie relativement faible par rapport aux échantillons C4 et C2. La courbe R(α) présente une certaine symétrie à α=45° où se trouve un maximum de R≈0.9-figure IV.24. La même tôle, mais après le traitement de durcissement, est plus anisotrope. Les valeurs de R(α) augmentent jusqu'à $\alpha\approx$30° ($R_{max}\approx$1.6) et diminuent ensuite pour atteindre la valeur minimale de 0.9 à $\alpha\approx$67° -figure IV.24.

Nous présentons également sur cette figure les courbes théoriques de R(α) obtenues par les calculs CMTP et Taylor. Il y a une meilleur correspondance des prévisions théoriques avec les valeurs expérimentales après la mise en solution qu'après le traitement de durcissement.

Bien que la texture reste toujours le facteur le plus important qui détermine l'anisotropie, il faut également tenir compte de paramètres microstructuraux. Ils peuvent être représentés par la nature et la morphologie des précipités, leur fraction volumique, leur orientation cristallographique, la forme des grains etc. (HANSEN et al., 1985; VASUDEVAN et al., 1988 et 1990; LEE et KIM, 1988 par exemple).

Notre étude montre l'influence de l'état des précipités sur l'anisotropie plastique définie par les valeurs de σ_{02}, σ_{max}, n et R. L'apparition des précipités T_1 et T_2 dans l'alliage analysé après vieillissement modifie son comportement anisotropique. Les valeurs du coefficient n et surtout du coefficient R changent en fonction de α. En revanche, celles de σ_{02} et σ_{max} ne varient que très peu.

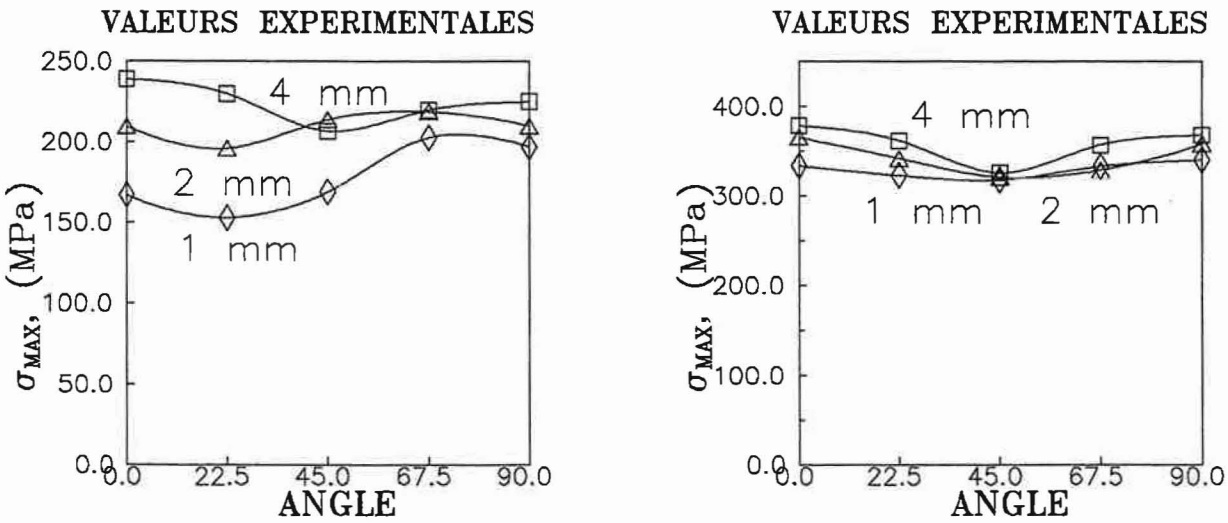
Le comportement anisotrope global est donc une interaction complexe entre la texture et la microstructure.



MISE EN SOLUTION

TRAITEMENT DE DURCISSEMENT

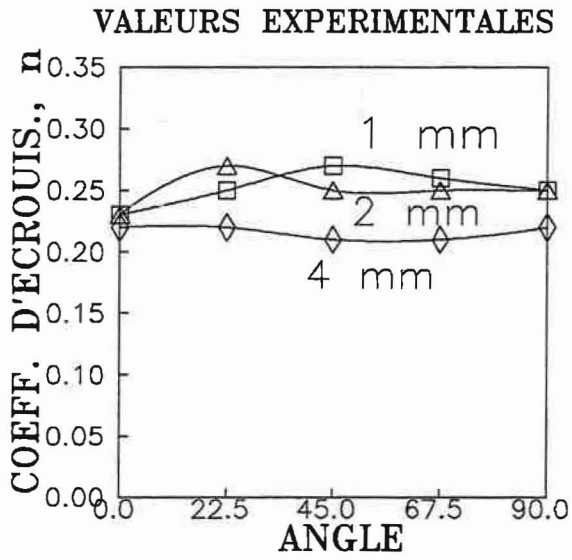
Figure IV.21: Valeurs de $\sigma_{0.2}(\alpha)$ de l'alliage C après la mise en solution et après traitement de durcissement.



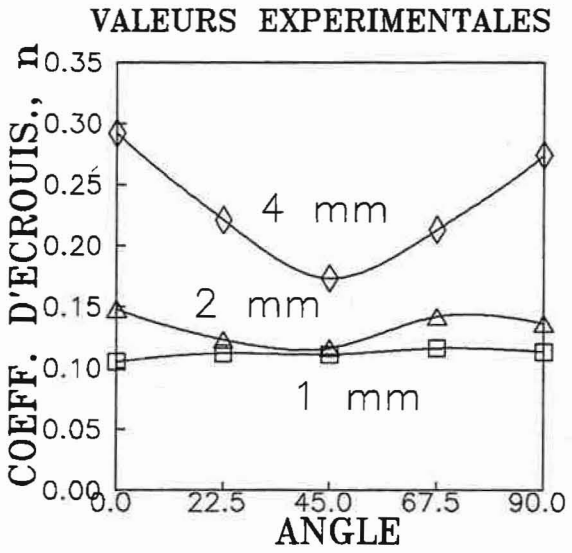
MISE EN SOLUTION

TRAITEMENT DE DURCISSEMENT

Figure IV.22: Anisotropie de $\sigma_{max}(\alpha)$ de l'alliage C après la mise en solution et après traitement de durcissement.



MISE EN SOLUTION



TRAITEMENT DE DURCISSEMENT

Figure IV.23: Anisotropie de coefficient d'écrouissage n de l'alliage C après la mise en solution et après traitement de durcissement.

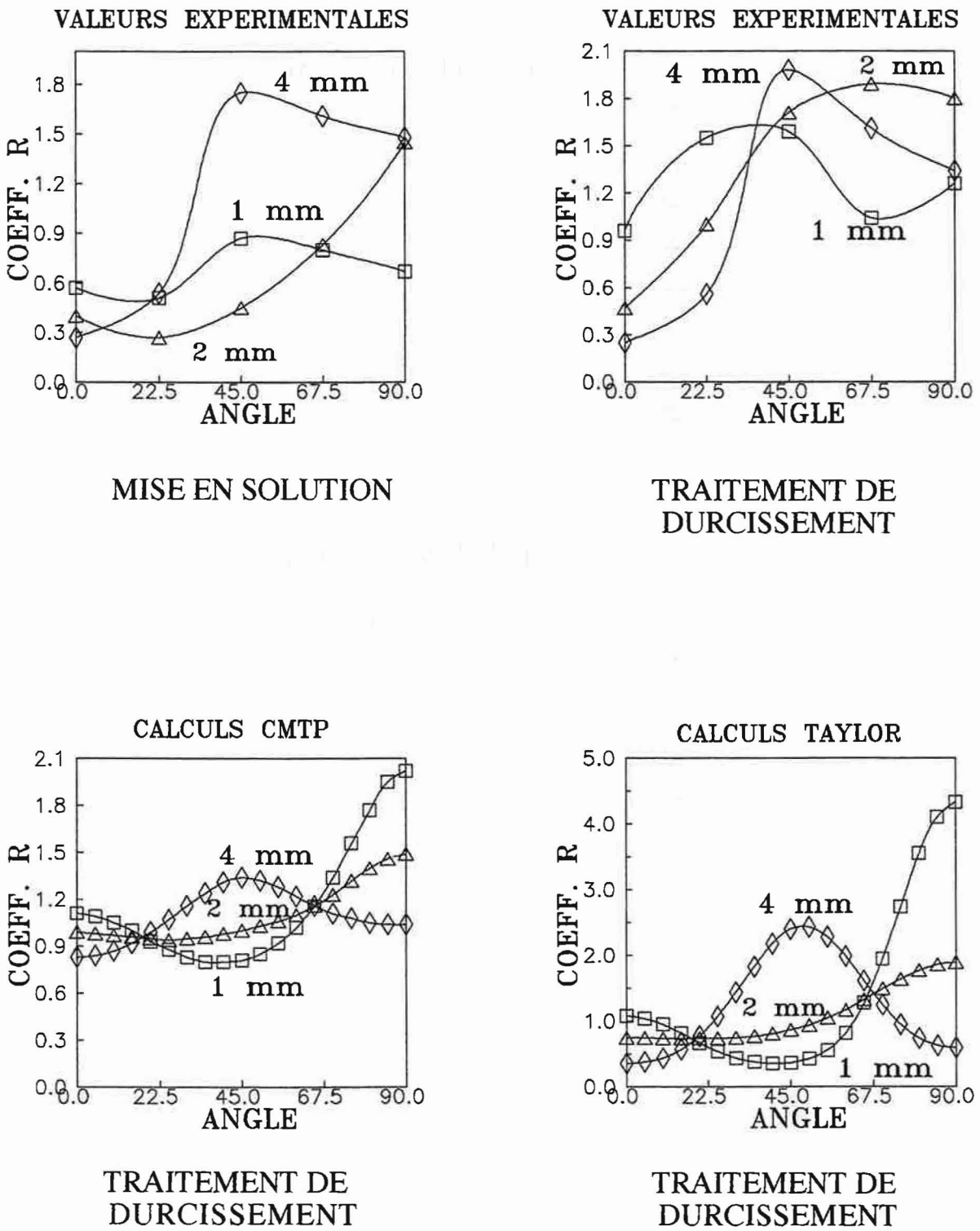


Figure IV.24: Anisotropie de coefficient R de l'alliage C après la mise en solution et après traitement de durcissement.

IV.7. ETUDE DE RELATION MICROSTRUCTURE-ANISOTROPIE PLASTIQUE DANS L'ALLIAGE INDUSTRIEL 8090

L'alliage 8090, comme d'autres alliages industriels Al-Li, présente une anisotropie du comportement mécanique qui n'est pas totalement explicable par les modèles conventionnels de Taylor et CMTP. Par exemple, après le traitement de durcissement le minimum de σ_{02} se trouve à α=45°-figure IV.8 (§IV.2). Rappelons que lors du traitement de mise en solution l'alliage recristallise complètement avec une forte texture de type fibre α (≈58% en fraction volumique dont 38% proche de l'orientation Goss et ≈20% proche de Cube). Selon les modèles de Taylor et CMTP, une telle texture devrait être associée à un maximum de σ_{02} entre DL et DT à α≈45°. Cette différence entre les anisotropies expérimentales et théoriques de $\sigma_{02}(\alpha)$ implique que la texture cristallographique seule ne suffit pas à expliquer tout le comportement anisotropique. La microstructure aussi peut jouer un rôle important comme nous venons de voir dans le chapitre IV.6. Elle peut contribuer à l'anisotropie par des facteurs tels que l'orientation des précipités par rapport aux trois principaux axes de laminage (DL, DT et DN) ou la présence éventuelle de zones dénudées de précipités (ZDP) autour des joints des grains.

En 1990 VASUDEVAN et al. ont étudié l'influence de la texture et des facteurs microstructuraux sur l'anisotropie plastique de l'alliage 2090 en fonction du temps de vieillissement-figure IV.25:

- Au début de vieillissement (zone A) l'anisotropie de $\sigma_{0.2}$ est surtout fonction des facteurs tels que la texture cristallographique, le gradient de la concentration du Li et du Cu en solution solide ainsi que la morphologie des grains.

- Dans la zone B nous trouvons les précipités T_1 (avec le plan d'habitat {111}) et θ' (Al_2Cu, plan d'habitat {100}). Ce deuxième type de précipité a tendance à éliminer l'anisotropie tandis que les précipités T_1 l'accentuent. Dans cette zone, l'anisotropie augmente, ce qui serait due à la formation de ces précipités. L'expérience de TOSTEN et al. (1988) montre que, quand la fraction volumique des T_1 augmente celle de δ' diminue d'où le maximum d'anisotropie observée entre la zone B et C.

- La diminution de l'anisotropie dans la zone C est due probablement à la formation de précipités T_2 aux joints de grains. Cela conduit à une réduction de concentration du Li et du Cu dans la matrice, et de ce fait à diminuer localement la fraction volumique des précipités T_1 formés à l'intérieur des grains. En conséquence, les précipités δ' qui provoquent le glissement planaire peuvent agir conjointement avec les précipités T_1, ce qui conduit à une homogénéisation de la déformation probablement par glissement devié. Cela augment le nombre des systèmes de glissement et de ce fait reduit l'anisotropie. La formation d'une grande fraction volumique des précipités θ' dans cette zone peut également améliorer le comportement anisotropique de cet alliage.

- Au pic de vieillissement (zone D) les précipités T_1 et θ' grossissent et par conséquent l'anisotropie de durcissement diminue progressivement.

- Dans la zone E, la taille et le nombre de joints de grains contenant des précipités T_2 augmentent significativement d'où leur fragilisation. Le taux d'anisotropie est alors à peu près constant en fonction du temps de vieillissement ce qui indique un manque de contribution des gros précipités T_1 et θ' dans la matrice.

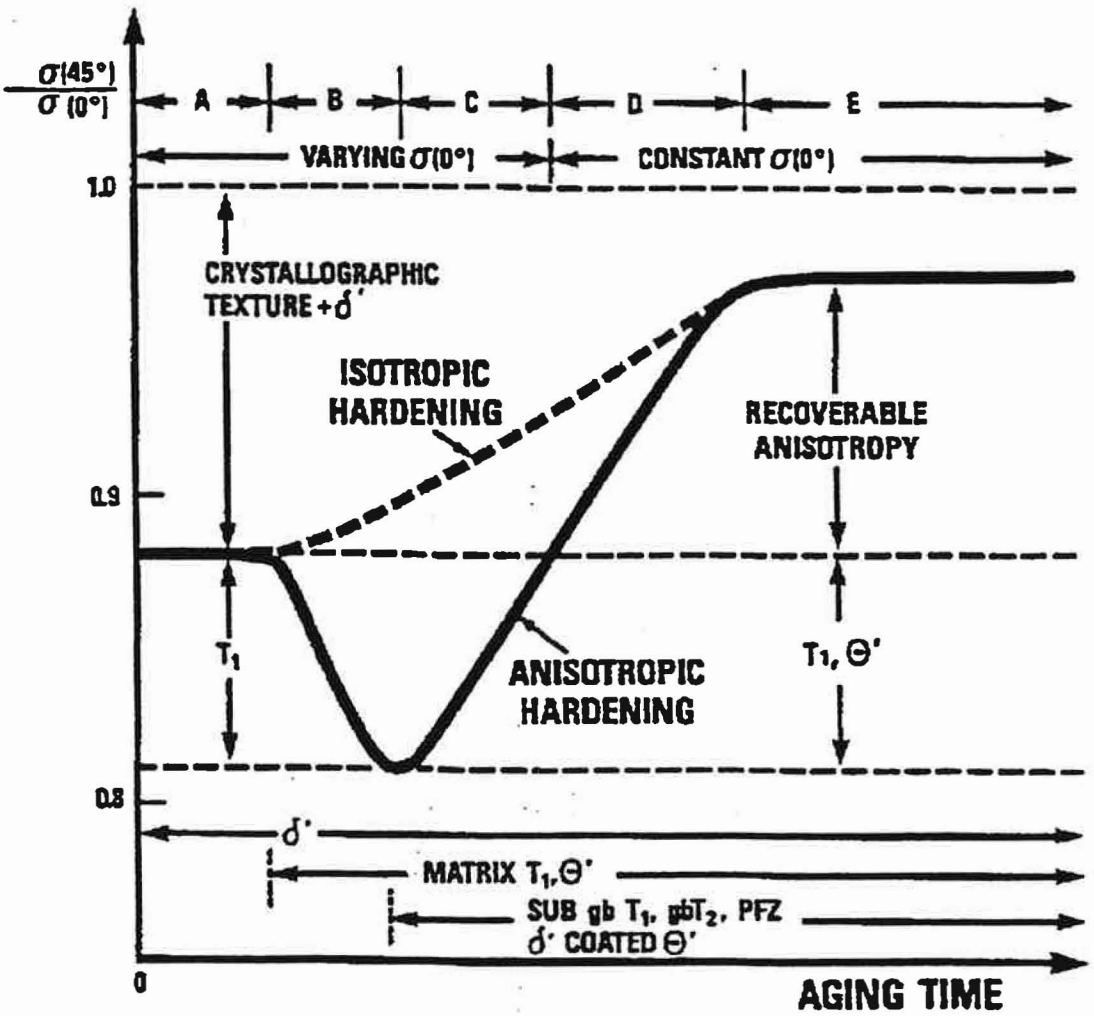


Figure IV.25 : Présentation schématique des relations entre la contrainte d'écoulement et la microstructure dans l'alliage 2090. (D'après VASUDEVAN et al., 1990).

Afin de trouver une relation entre microstructure et anisotropie de σ_{02}, nous avons effectué une étude au microscope électronique en transmission. La microstructure de l'alliage 8090TT a été observée sur quatre plans perpendiculaires à: la direction normale (plan de laminage), la direction transverse (plan "travers long"), la direction de laminage (plan "travers court") et entre ces deux dernières (plan "travers diagonal")-pour plus de détails voir le chapitre II.

Etude de joints de grains (ZDP)

La figure IV.26 montre des bandes de dispersoïdes β' (Al_3Zr) alignées dans la direction DL à l'intérieur d'un grain. Nous remarquons également la présence de précipités S' qui décorent les dislocations créees lors de la traction (2%) avant vieillissement.
Les fins précipités sphériques δ', uniformément repartis à l'intérieur d'un grain, sont montrés sur la figure IV.27 (champ sombre, plan "travers long"). Le champ clair permet d'observer les aiguilles de la phase S', placées parallèlement à la direction DL (<100>) et à la direction DN (<011>). On note l'absence de ZDP autour de ce joint de grain.
L'observation des joints de grains dans le plan "travers court" n'a pas révélé non plus la présence de ZDP autour d'eux (figure IV.28).
Les recherches de ZDP sur deux autres plans, plan de laminage et plan "travers diagonal" (figure IV.29), confirment les résultats de ceux déjà analysés: l'absence totale des ZDP autour des joints de grains.

Les grains de cet alliage après traitement de recristallisation restent allongés le long de la direction DL. Une existence de ZDP autour des joints de grains aurait pu éventuellement nous permettre d'expliquer la variation atypique des valeurs σ_{02} en fonction de α, par une présence marquée de la texture morphologique (ZDP autour des joints de grains-intérieur de grains avec une forte fraction volumique de précipités).
L'analyse de la microstructure au MET de cet alliage révèle l'absence de ZDP et donc la non-validité de cette hypothèse.

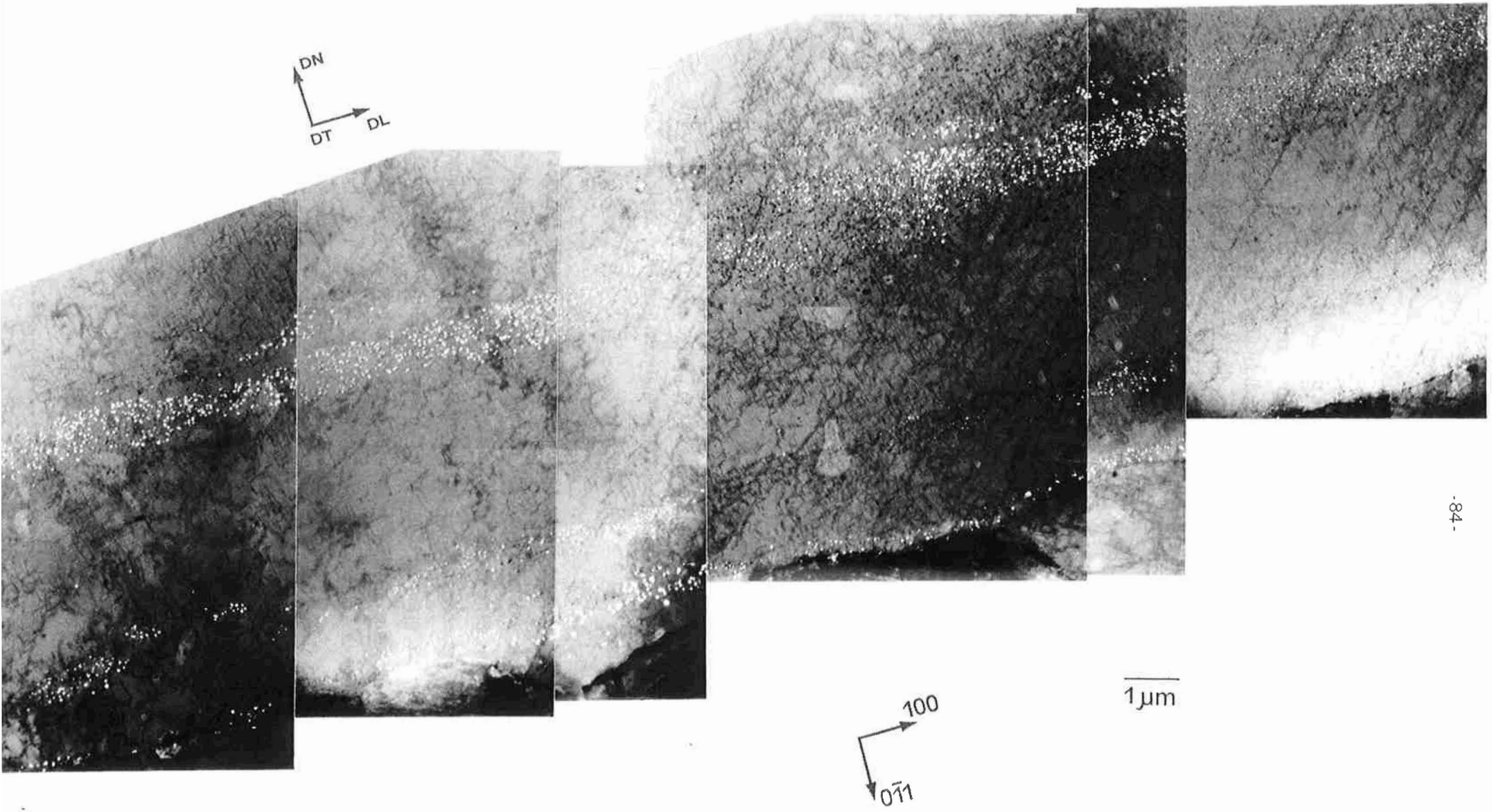
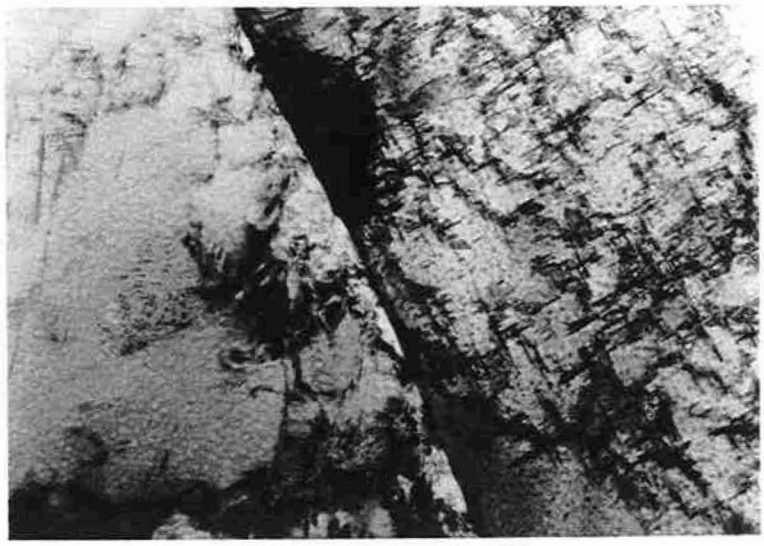
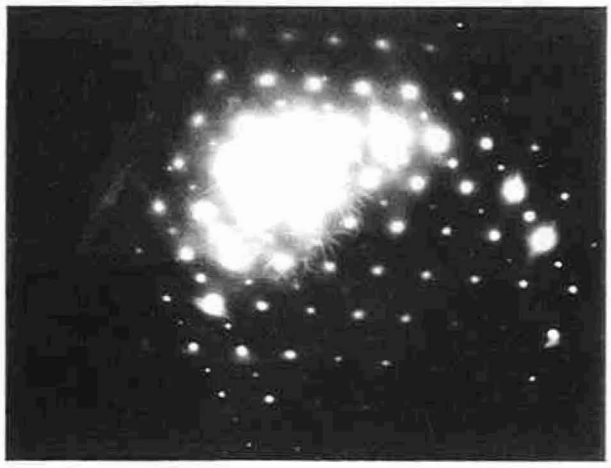


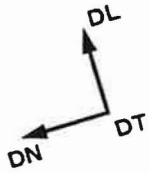
Figure IV.26: Bandes de précipités β' dans l'alliage industriel 8090TT (champ sombre, plan "travers long").



champ clair

champ sombre

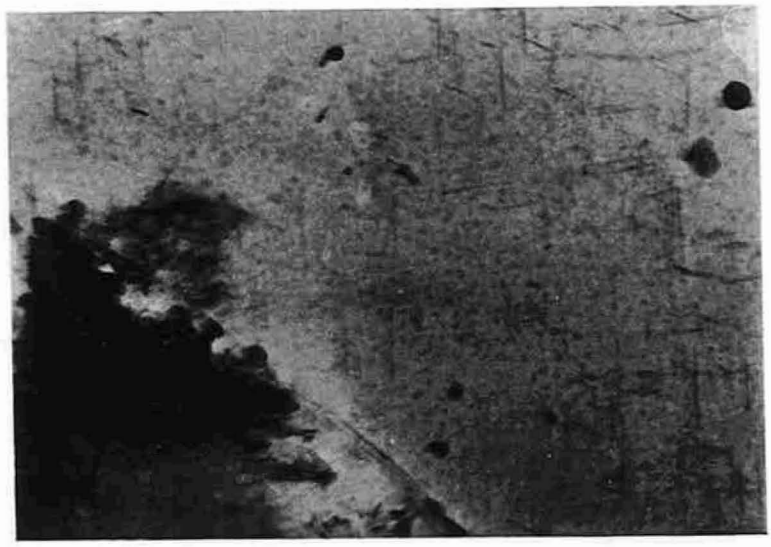




1 µm

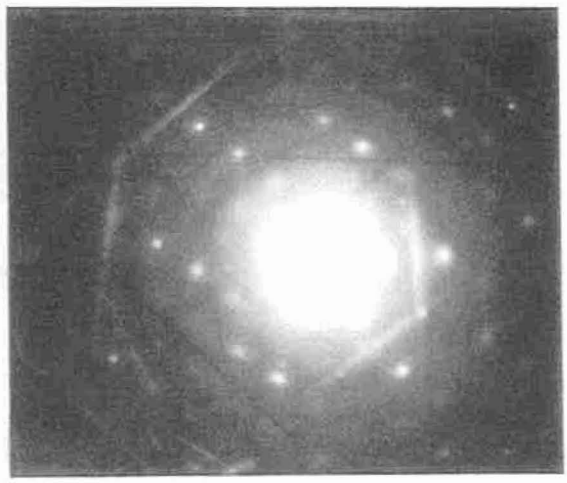
cliché de diffraction

Figure IV.27: Aspect des précipitations δ' et S'. Absence de zones dénudées de précipitation δ' près du joint de grain. Plan "travers long".



champ clair

champ sombre



cliché de diffraction

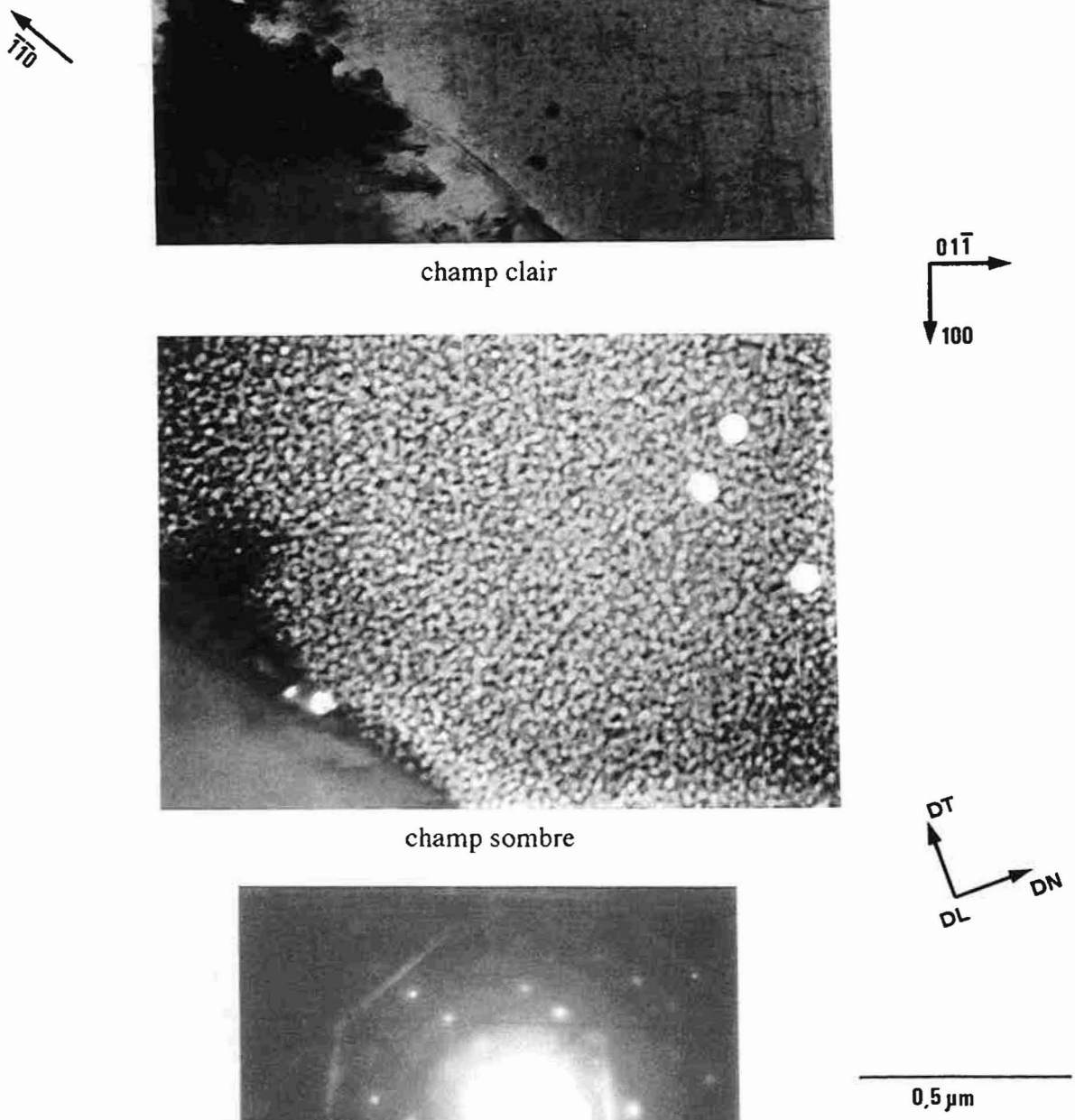
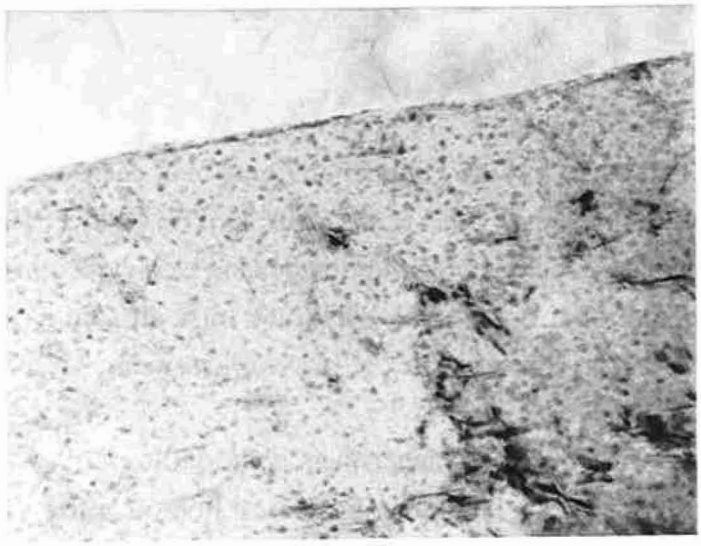
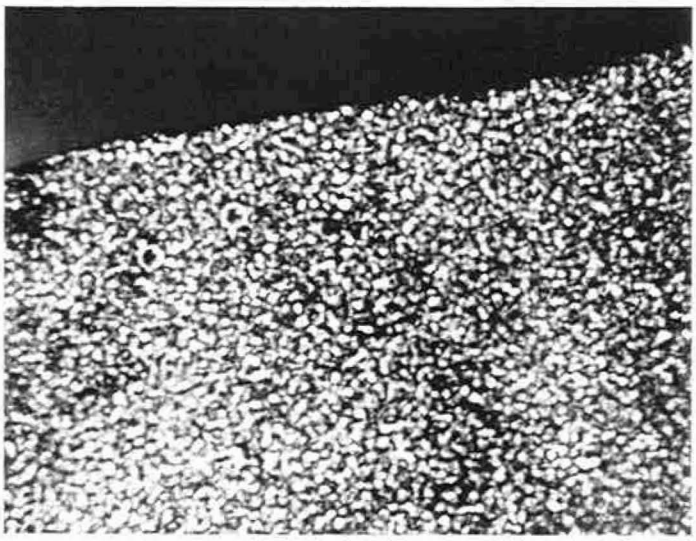


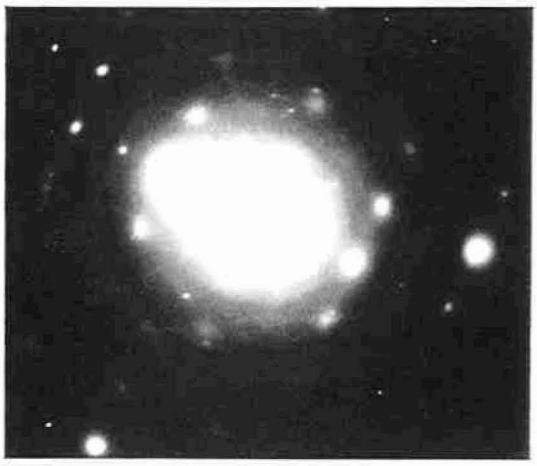
Figure IV.28: Absence de zones dénudées de précipités δ' près du joint de grain.
Plan "travers court".



champ clair



champ sombre



cliché de diffraction

Figure IV.29: Précipités δ' (champ clair et champ sombre) et précipités S', T_1 (champ clair). Axe de zone [-112]. Plan "travers diagonal".

Précipités

La microstructure de l'alliage 8090 est bien décrite dans la littérature (voir par exemple: AHMAD, 1990; KIM et al., 1988; SMITH, 1987 et 1989; VENKATESWARA RAO, 1989, etc.). L'état de précipitation dépend bien évidemment du traitement thermo-mécanique appliqué. En général, après une mise en solution, une faible déformation (≈2% par traction par exemple) et un vieillissement, les phases présentes sont les suivantes:

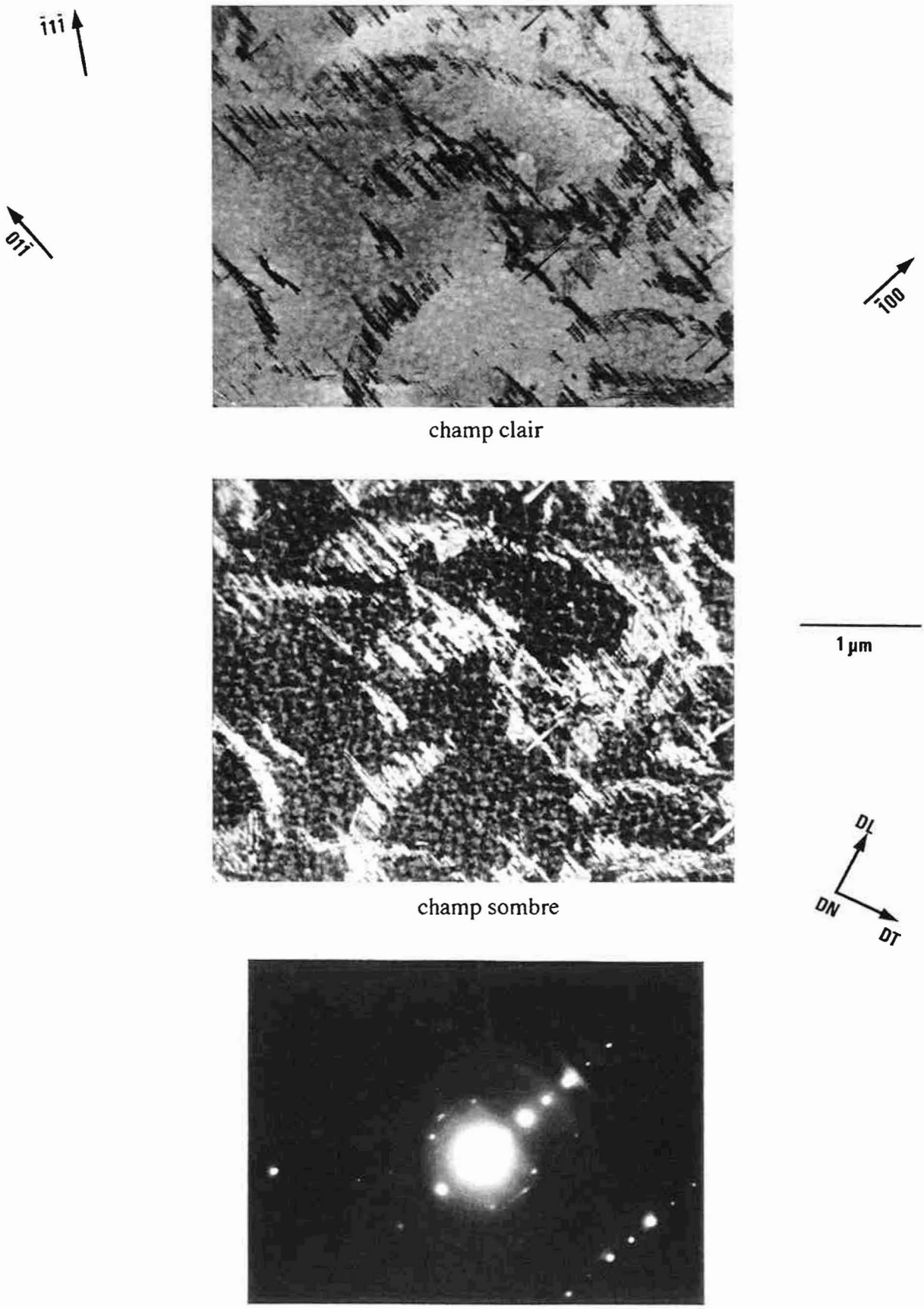
- δ' (Al_3Li): fins précipités sphériques d'une taille ≈200 Å (figures IV.27 à IV.29) uniformément repartis à l'intérieur des grains. Pour un alliage contenant 7.5% at. de Li, par exemple, la fraction volumique précipitée totale de la phase δ' est de 26% dans l'état survieilli (SAINFORT, 1985).
- β' (Al_3Zr): fins dispersoïdes sphériques (en bandes parallèles à la direction DL) d'un diamètre compris entre 300 à 500 Å-figure IV.26.
- **S'** (Al_2CuMg): aiguilles de longueur comprise entre 1500 à 3000 Å allongées selon l'axe $<100>_{Al}$; plan d'habitat $\{021\}_{Al}$ (FLOWER et GREGSON, 1987).
- **T_1** (Al_2CuLi): plaquettes de diamètre 1500 à 3000 Å dont le plan d'habitat est $\{111\}_{Al}$- FLOWER et GREGSON, 1987.
- **T_2** (Al_6CuLi_3): globules allongés (≈1500 Å) souvent présents aux joints de grains.

La coprécipitation de δ', T_1 et S' est nécessaire pour obtenir des caractéristiques optimales.

L'analyse de l'état des précipités que nous avons effectuée sur quatre plans de la tôle a pour but de déterminer l'existence éventuelle de l'anisotropie dans cet alliage.
Les dislocations introduites dans le matériau par l'essai de traction avant le vieillissement constituent le lieu privilégié de la précipitation de la phase S'. La figure IV.30 (plan de laminage) présente les dislocations "décorées" par ces précipités. A l'intérieur du grain nous avons les précipités δ'.
Sur les dislocations, les précipités S' allongés le long de la direction DL (observé en faisceau faible sur le plan "travers long") sont présentés sur la figure IV.31. Sur le même plan (figure IV.32) on observe le mélange des précipités δ', S' et β' (en bandes le long de la direction DL).
Sur le plan "travers court" nous retrouvons toujours sur les plans {100} et {110} les précipités S' mélangés avec les phases δ' et β' (figures IV.33 et IV.34).

Les observations sur le plan "travers diagonal" révèlent des zones riches en précipités S', δ', β' et T_1. Remarquons que les aiguilles de S' sont alignées selon l'axe <100> et <110>. Ces précipités sont présentés sur les figures IV.35 et IV.36.

Dans ce matériau on trouve également quelques exemples de particules d'une phase icosahédrale (figure IV.37). Elle se forme pendant le processus de solidification et possède une structure du groupe de symétrie m35 (KIM et al., 1988).



champ clair

champ sombre

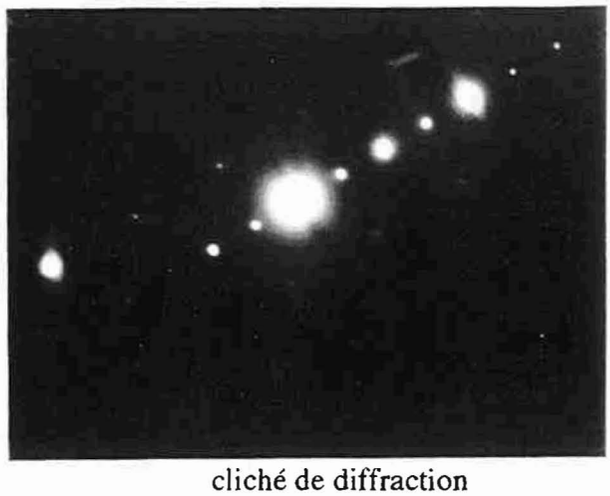
cliché de diffraction

Figure IV.30: Dislocations décorées par les précipités S'. Plan de laminage.

1 µm

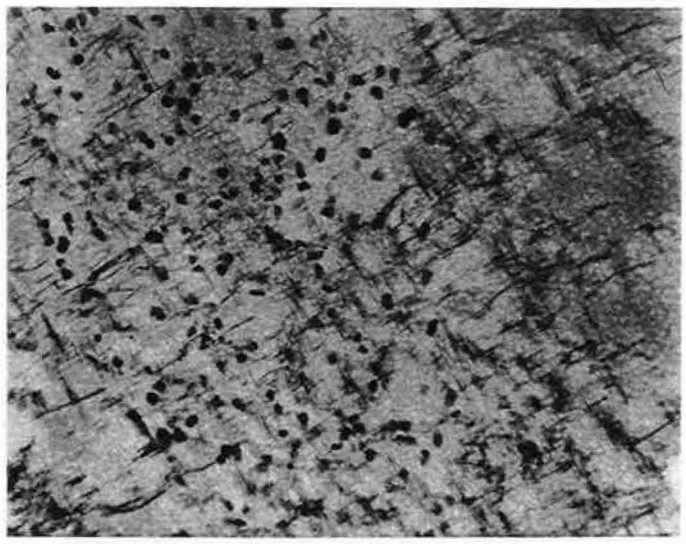
champ clair

champ sombre

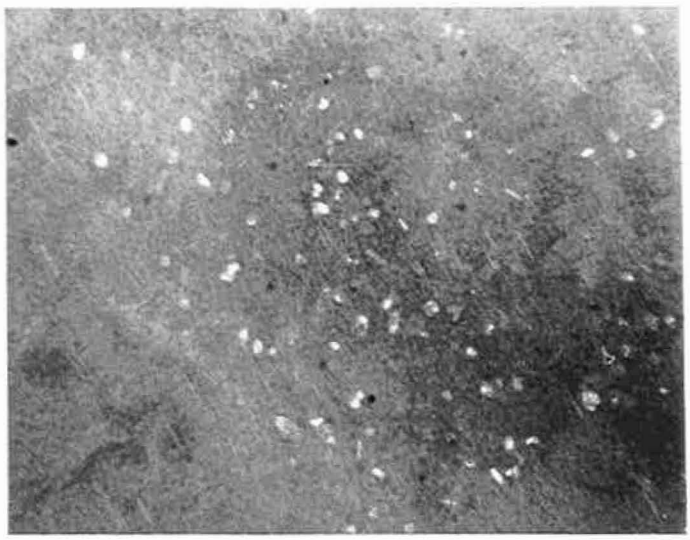


cliché de diffraction

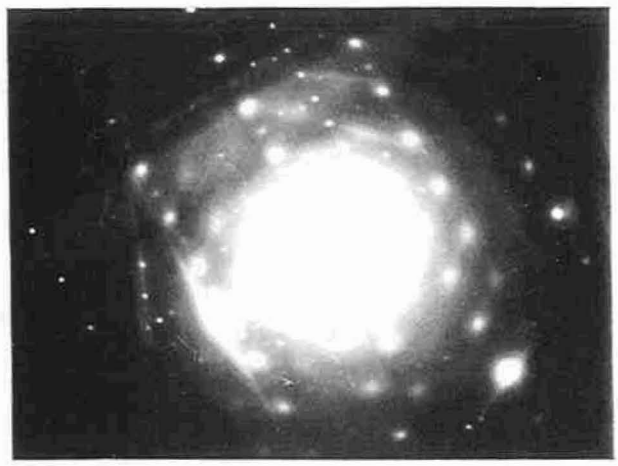
Figure IV.31: Précipitations S' sur dislocations. Axe de zone [011]. Week beam g-4g. Plan "travers long".



champ clair



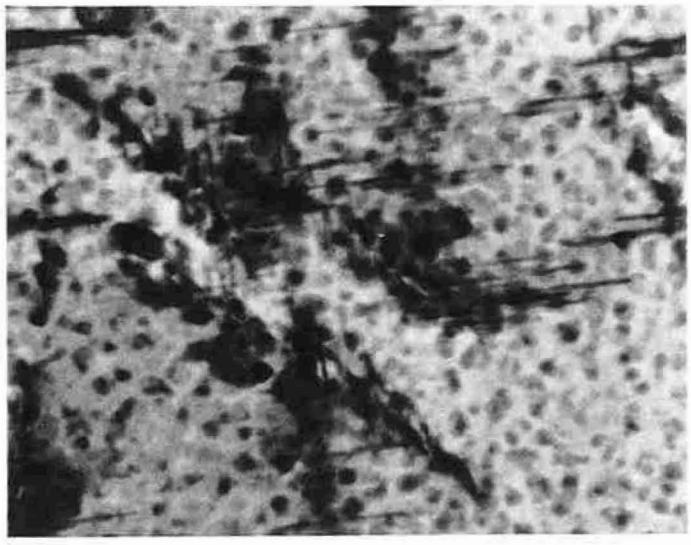
champ sombre



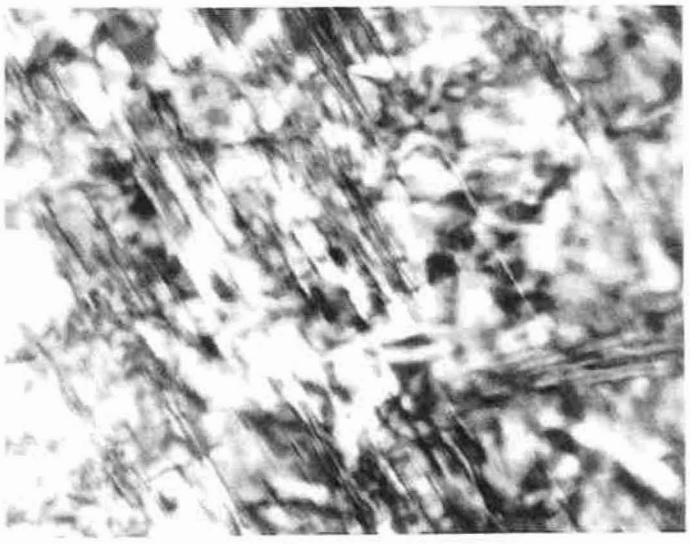
0,5µm

cliché de diffraction

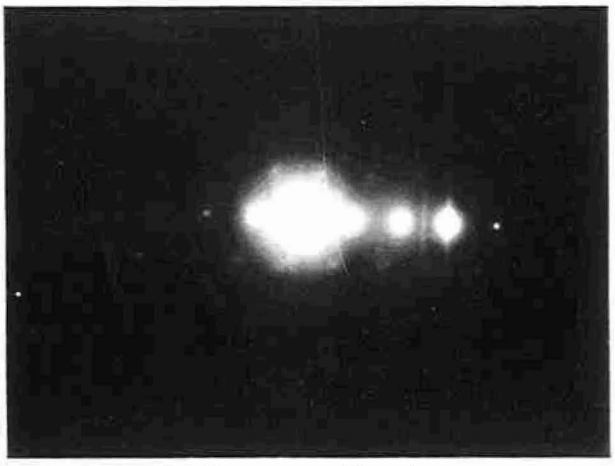
Figure IV.32: Précipités S', δ' et β ' dans l'alliage 8090TT. Plan "travers long".



champ clair



champ sombre



cliché de diffraction

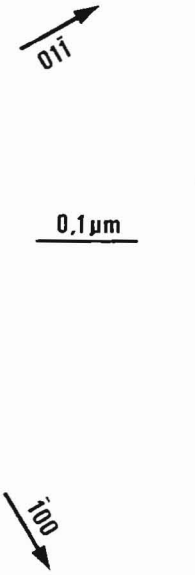
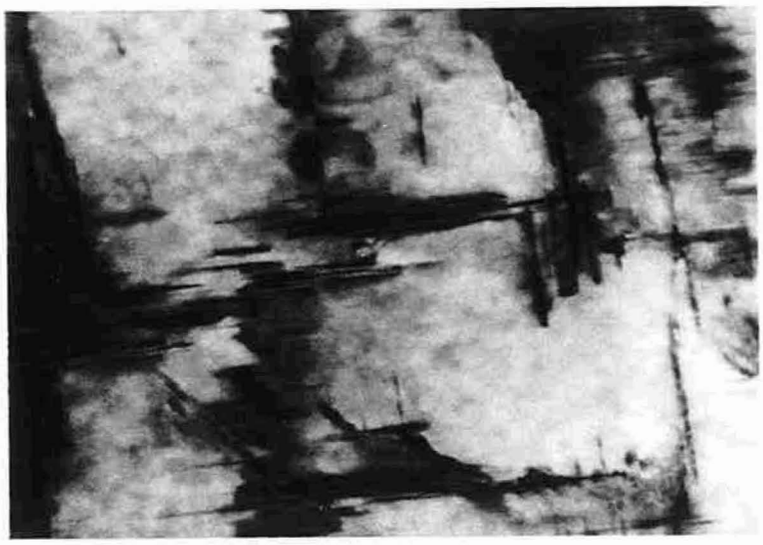
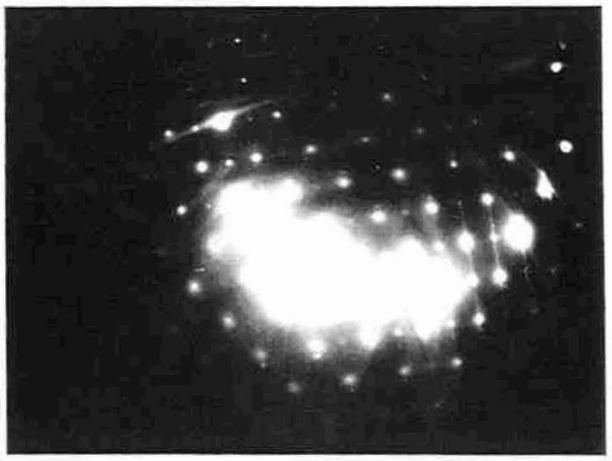


Figure IV.33: Mélange des lattes S' et des précipités δ'. Plan "travers court".



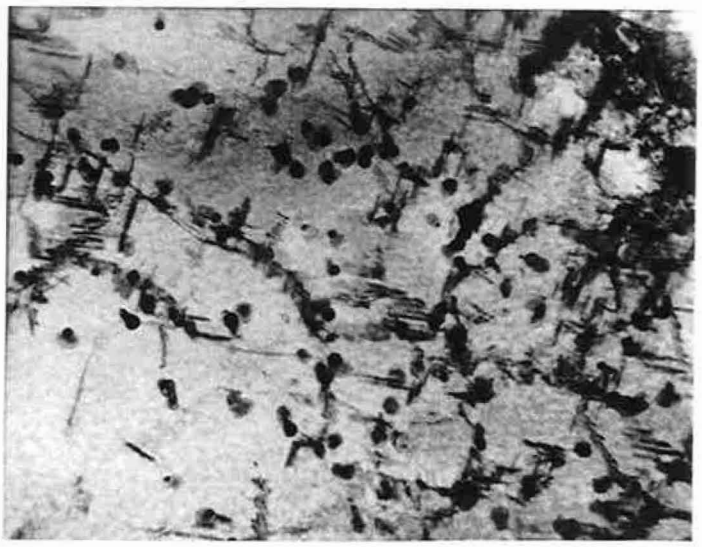
champ clair

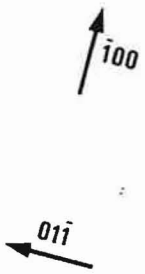


0,1 µm

cliché de diffraction

Figure IV.34: Précipités S' le long des directions <011> (DT) et <100> (DN).
Plan "travers court".

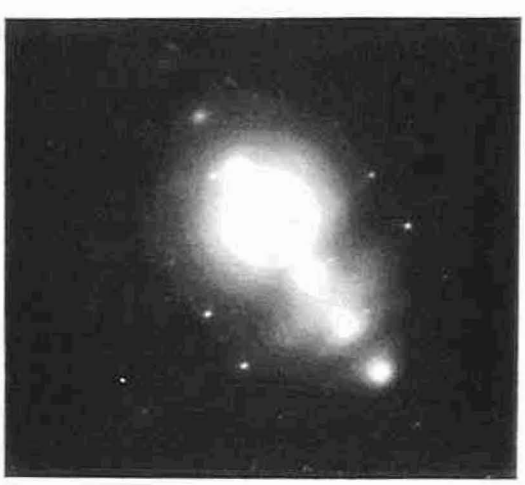




champ clair

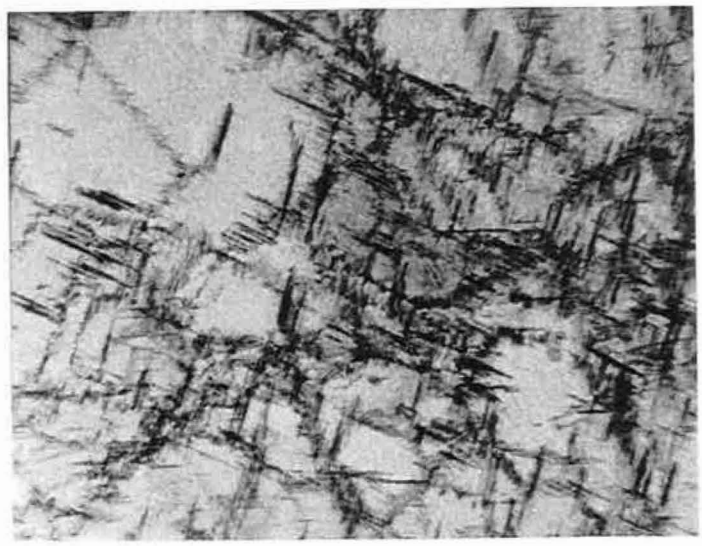
1 µm

champ sombre



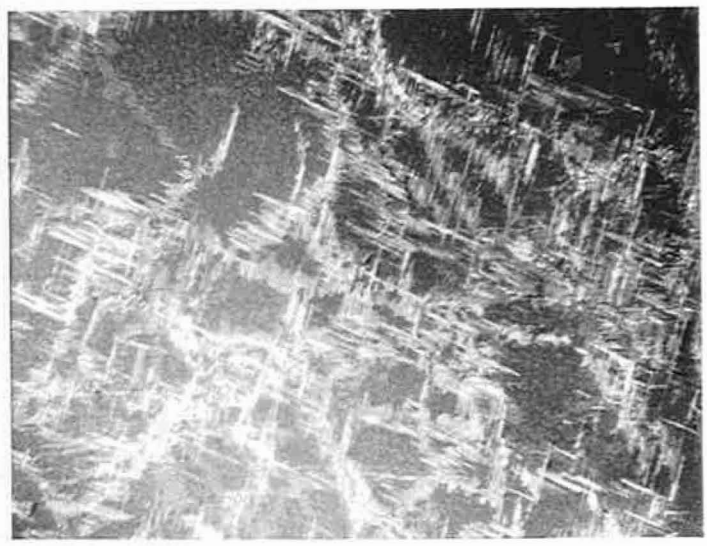
cliché de diffraction

Figure IV.35: Mélange de précipités δ', β', S' (aiguilles) et T_1 (plaquettes).
Plan "travers diagonal".



$\bar{1}\bar{2}1$

champ clair

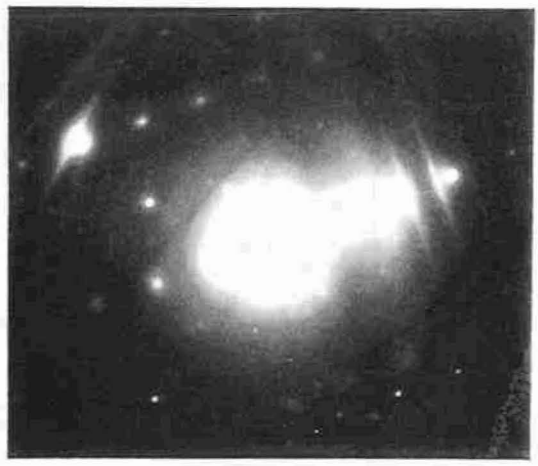


$\bar{1}1\bar{1}$

1 µm

champ sombre

PLAN DE LAMINAGE

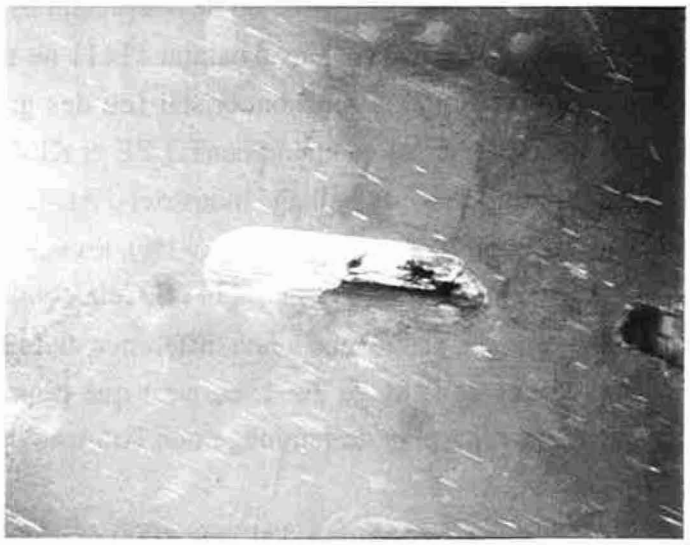


cliché de diffraction

Figure IV.36: Précipités S' sur dislocations. Plan "travers diagonal". Axe de zone [-123].

champ clair

0.5 µm



champ sombre

PLAN DE LAMINAGE

cliché de diffraction

Figure IV.37: Phase icosahédrale dans l'alliage 8090TT. Plan "travers diagonal".

Discussion

L'analyse détaillée de l'état des précipités montre, à première vue, qu'il n'y a pas de différences importantes entre ces quatre plans. On observe seulement une différence dans la densité des précipités S' selon la face analysée. Mais généralement, nous avons une forte densité de ces précipités. Les aiguilles de la phase S' sont allongées le long des axes <100>. Au vu de la texture de cet alliage (fibre α: 6% (011)<100>, 14% (013)<100>, 18% (012)<100> et 20% (110)<001>), on constate que les aiguilles S' suivent les principaux axes d'anisotropie (DN, DT et DL) de la tôle. Ce matériau devient par conséquent, du point de vue de la texture morphologique, une sorte de "composite" avec les aiguilles de la phase S' très orientées.

La nucléation de la phase T_1 est favorisée par les dislocations introduites avant le vieillissement . Il est possible que la distribution de ces précipités, qui dépend donc de la densité de dislocations, sur les quatre plans d'habitat {111} ne soit pas uniforme. Cela dépend évidemment de l'orientation du monocristal (ou des grains dans un matériau fortement texturé). En se basant sur ce phénomène, LEE et KIM (1988) ont expliqué le comportement anisotropique d'un autre alliage industriel d'AL-Li 2091 qui présentait une forte texture L. Lors de la déformation en traction (≈2%), les valeurs de la cission resolue τ sont alors différentes selon les quatre plans {111}. Cela conduit à une différence de densité de dislocations sur ces plans donc à une différence de la fraction volumique des précipités T_1. Dans le cas de l'alliage 2091, ce n'est que pour les deux plans {111} inclinés à ≈35° par rapport au plan de laminage que l'on trouve la valeur de τ la plus importante.

Dans notre cas, après la mise en solution, l'alliage 8090 recristallise avec une fraction volumique de 58% des grains orientés le long de la fibre α. Rappelons que la traction à 2% des éprouvettes prélèvées entre la direction DL et DT de la tôle était effectuée le long de leur axe le plus long. Il en résulte que pour les échantillons prélevés le long de DL, les plans {111} sont sollicités uniformément (orientation proche de Cube et Goss) pendant la traction. Mais pour ceux prélevés à α=45° et à α=90°, il devait y avoir des différences de τ sur les plans {111} et par conséquent des différences de densités des dislocations.

Ce matériau présente alors une texture morphologique des précipités superposée à la texture cristallographique:

- d'une part des aiguilles de la phase S' alignées selon DN, DT et DL
- d'autre part des plaquettes des précipités T_1 distribuées sur les plans {111} avec une densité qui varie selon le type de plan {111}.

Cette répartition anisotrope des précipités devrait, à notre avis, modifier l'allure de la courbe théorique $\sigma_{02}(\alpha)$ calculée à partir de l'analyse quantitative de la texture.

REFERENCES DU CHAPITRE IV
ANISOTROPIE DES PROPRIETES MECANIQUES

AGYEKUM E., RUCH W., STARKE E. A., JHA S. C., SANDERS T. H.: dans "Proc. of 3rd Int. Al-Li Conf.", eds. Baker C. et al., The Institute of Metals, London, 1986, p. 448.

AHMAD M.: Mat. Sci. and Eng., A125, (1990), p. 1.

BARLAT F., LEGE D. J., BREM J. C., WARREN C. J.: dans "Proc. of 9th Int. Conf. on Textures of Materials (ICOTOM9)", Avignon, 1990, Textures and Microstructures, vols. 14-18, p. 1013.

BOWEN A. W.: Mat. Sci. and Tech., 6, (1990), p.1058.

BROUSSAUD F., THOMAS M.: dans "Proc. of 3rd Int. Al-Li Conf.", eds. Baker C. et al., The Institute of Metals, London, 1986, p. 442.

BULL M. J., LLOYD D. J.: dans "Proc. of 3rd Int. Al-Li Conf." eds. Baker C. et al., The Institute of Metals, London, 1986, p. 402.

COSTE J. F.: Rapport de stage dans DASSAULT-AVIATION, Usine de Vélizy, 1990.

DELECROIX M.: Internal Report, Ecole des Mines de Saint-Etienne, 1991.

DINSDALE K., NOBLE B., HARRIS S. J., GREGSON P. J.: Mat. Sci. and Eng., A104, (1988), p. 75.

ENGLER O., MIZERA J., DELECROIX M., DRIVER J., LÜCKE K.: dans "Proc. of 6th Int. Al-Li Conf.", Garmisch Partenkirchen, 1991, in press.

ENGLER O., MIZERA J., DRIVER J. H., LÜCKE K.: dans "Proc. of 9th Int. Conf. on Textures of Materials (ICOTOM9), Avignon, 1990, Textures and Microstructures, vols. 14-18, p. 1153.

FLOWER H. M., GREGSON P. J.: Mat. Sci. and Tech., 3, (1987), p. 81.

FOX S., McDARMAID D. S., FLOWER H. M.: dans "Proc. of Int. Conf. on Alumunium Technology", The Institute of Metals, London, 1986, p. 721.

GATENBY K., LORETTO M. H., SMALLMAN R. E., MILLER W. S.: dans "Proc. of 7th Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys", Montreal, 1985, p. 311.

HANSEN N., BAY B., JENSEN D. J., LEFFERS T.: dans "Strength of Metals and Alloys", eds. McQueen H. J. et al., Pergamon Press, Oxford, 1985, p. 317.

HUANG J. C., ARDELL A. J.: "Proc. of Alumunium Technology '86", Institute of Metals, London, 1896, p. 601.

KIM D. H., CANTOR B., LEE H. I.: Journal of Mat. Sci., 23, (1988), p. 1695.

KUSNIERZ J.: Mém. Sci. Rev. Métall., (1981), p. 375.

LEE E. W., KIM N. J.: dans "Proc. of 5th Int. Al-Li Conf.", eds. Sanders T. H. Jr et Starke E. A. Jr, Williamsburg, Virginia, 1989, p. 809.

LEQUEU P., MONTHEILLET F., JONAS J. J.: dans "Textures in non-ferrous metals and alloys", Proc. of Symp. sponsored by the Non-Ferrous Metals Comittee of the Metall. Soc. of AIME , Detroid, Michigan, 1984, p. 189.

LIPINSKI P., BERVEILLER M., HIHI A., SAINFORT P., MEYER P.: dans "Proc. of 4th Int. Al-Li Conf.", eds. Champier G. et al., Paris, 1987, Journal de Physique, vol. 48, p. C3-613.

MAKAROW J.: Thesis of Master of Eng., McGill University, Montreal, 1987.

NOBLE B., HARRIS S. J., DINSDALE K.: J. Mat. Sci., 17, (1982), p. 461.

O'DOWD M. E., RUCH W., STARKE E. A.: dans "Proc. of 4th Int. Al-Li Conf.", eds. Champier G. et al., Paris, 1987, Journal de Physique, vol. 48, p. C3-565.

PALMER I. G., MILLER W. S., LLOYD D. J., BULL M. J.: dans "Proc. of 3rd Int. Al-Li Conf.", eds. Baker C. et al., The Institute of Metals, London, 1986, p. 565.

ROONEY W. D., PAPAZIAN J. M., BALMUTH E. S., DAVIS R. C., ADLER P. N.: dans "Proc. of 5th Int. Al-Li Conf.", eds. Sanders T. H. Jr et Starke E. A. Jr, Williamsburg, Virginia, 1989, p. 799.

ROYER F., TAVARD C., PENELLE R.: Mém. Sci. Rev. Métall., (1987), p. 159.

SAINFORT P.: Thèse de Doctorat, INPG, Grenoble, 1985.

SMITH A. F.: dans "Proc. of 4th Int. Al-Li Conf.", eds. Champier G. et al., Paris, 1987, Journal de Physique, vol. 48, p. C3-49.

SMITH A. F.: dans "Proc. of 4th Int. Al-Li Conf.", eds. Champier G. et al., Paris, 1987, Journaj de Physique, vol. 48, p. C3-629.

SMITH A. F.: dans "Proc. of 5th Int. Al-Li Conf.", eds. Sanders T. H. Jr et Starke E. A. Jr, Williamsburg, Virginia, 1989.

SMITH A. F.: Mat. Sci. and Tech., 5, (1989), p. 533.

TOSTEN M. H., VASUDEVAN A. K., HOWELL P. R.: Met. Trans. A, 19A, (1988), p. 51.

VASUDEVAN A. K., FRICKE W. G. Jr, PRZYSTUPA M. A., PANCHANADEESWARN S.: dans "Proc. of 8th Int. Conf. on Textures of Materials (ICOTOM8)", eds. Kalland J. S. et Gottstein G., TMS-AIME Publ., 1989, p. 1971.

VASUDEVAN A. K., FRICKE W. G. Jr, MALCOLM R. C., BUCCI R. J., PRZYSTUPA M. A., BARLAT F.:Met. Trans. A, 19A, (1988), p. 731.

VASUDEVAN A. K., DOHERTY R. D.: Acta Metall., Overv. 58, 35, (1987), p. 1193.VASUDEVAN A. K., PRZYSTUPA M. P., FRICKE W. G. Jr: Scripta Metall. et Materialia, 24, (1990), p. 1429.

VENKATESWARA RAO K. T., RITCHIE R. O.: Mat. Sci. and Tech., 5, (1989), p. 882.

V. ANALYSE DES MICROTEXTURES

V.1. BIBLIOGRAPHIE

On sait que le laminage à froid et à chaud des alliages Al-Li, qui ne recristallisent pas (ni statiquement, ni dynamiquement), conduit à la formation d'une texture classique du type fibre β (Cu+S+L) avec cependant une très forte composante L après de grandes déformations. Cette texture provoque une anisotropie plastique très importante.

En général, les modèles de plasticité cristalline, type Taylor etc., prédisent assez bien ces composantes de texture à l'exception justement de la composante L. Les mécanismes proposés pour expliquer la formation de cette composante de texture sont les suivants:

1) Augmentation de l'intensité de rayonnement diffractéde l'orientation L, associée à la formation de sousgrains et à la diminution de la densité des dislocations.

L'effet de la restauration dynamique et de la polygonisation sur l'évolution de la texture de déformation a été étudié par BACROIX et JONAS (1988). Dans leur modèle, la formation d'une structure polygonisée est simulée avec l'hypothèse d'une minimisation de l'énergie des sous-joints des grains mais l'amplitude du phénomène théorique est faible.par rapport aux mesures quantitatives de la composante L.

2) Maclage et formation de bandes de cisaillement (WAGNER et al., 1990; ENGLER et LÜCKE, 1990).

On considère que le maclage mécanique des alliages d'aluminium ne se produit pas au-dessus de la température ambiante. Ce maclage ne peut donc pas être considéré comme un mécanisme favorisant une formation de la composante L dans les alliages d'Al-Li à la température élevée.

Certains éléments d'alliage en solution solide favorisent la formation de bandes de cisaillement ce qui conduit ensuite à l'augmentation de la composante L. Ce phénomène a été observé dans les alliages binaires d'Al-Li (ENGLER et LÜCKE, 1991), d'Al-Cu (ENGLER et al., 1989) et d'Al-Mg (WAGNER et al., 1990) après mise en solution.

Notons que les bandes de cisaillement apparaissent pendant la déformation à l'ambiante mais on ne les trouve pas aux températures élevées.

3) Glissement non-octaèdrique, en particulier dans les plans {110}+{112}-BACROIX et JONAS, 1988; HIRSCH, 1990.

Il est possible que le glissement non-octaèdrique se produise dans le cas des grandes déformations plastiques et pour de hautes températures. On ne peut donc pas exclure pour l'instant cette hypothèse dans le cas des alliages Al-Li faute de confirmations expérimentales. En fait, très recemment des essais de compression plane à chaud de monocristaux d'Al pur et d'Al-1%Mn d'orientation Cube indiquent la possibilité de glissement sur des plans non-octaèdriques à des températures de l'ordre de 400 °C (MAURICE et DRIVER, 1992).

4) Prévision du modèle RC (Relaxed Constraints-Contraintes Relachées) de déformation des grains avec ε_{LT} libre (L-laminage, T-transverse)-VAN HOUTTE, 1985.

La figure V.1 montre les trois principales relaxations de cisaillement des grains dans le modèle RC. On admet que les cisaillements ε_{NL} (N-normal, L-laminage) et ε_{NL} plus ε_{NT} libres (T-transverse)-figure V.1c et V.1d- sont possibles pour des grains fortement laminés. Puisque les incompatibilités de déformation résultent de ces cisaillements, la contrainte correspondante devient donc plus petite quand le rapport de l'épaisseur d'un grain à sa longueur (ou largeur) diminue (MECKING, 1981; VAN HOUTTE, 1981). Par contre la relaxation de ε_{TL} (figure V.1e) est en principe moins probable pour les grains plats en raison des incompabilités importantes de la déformation à travers les joints de grains parallèles au plan de la tôle.
En fait, il n'est pas nécessaire de relâcher complètement le cisaillement ε_{TL}. Un modèle récent, proposé par MAURICE et al.(1992), suppose un relâchement partiel de ε_{TL} augmentant progressivement avec la température. Ce modèle qui tient compte de l'influence de la température sur la sensibilité à la vitesse de déformation permet de prévoir des textures de laminage à chaud en accord raisonnable avec les textures mesurées, notamment en ce qui concerne les composantes L et S.

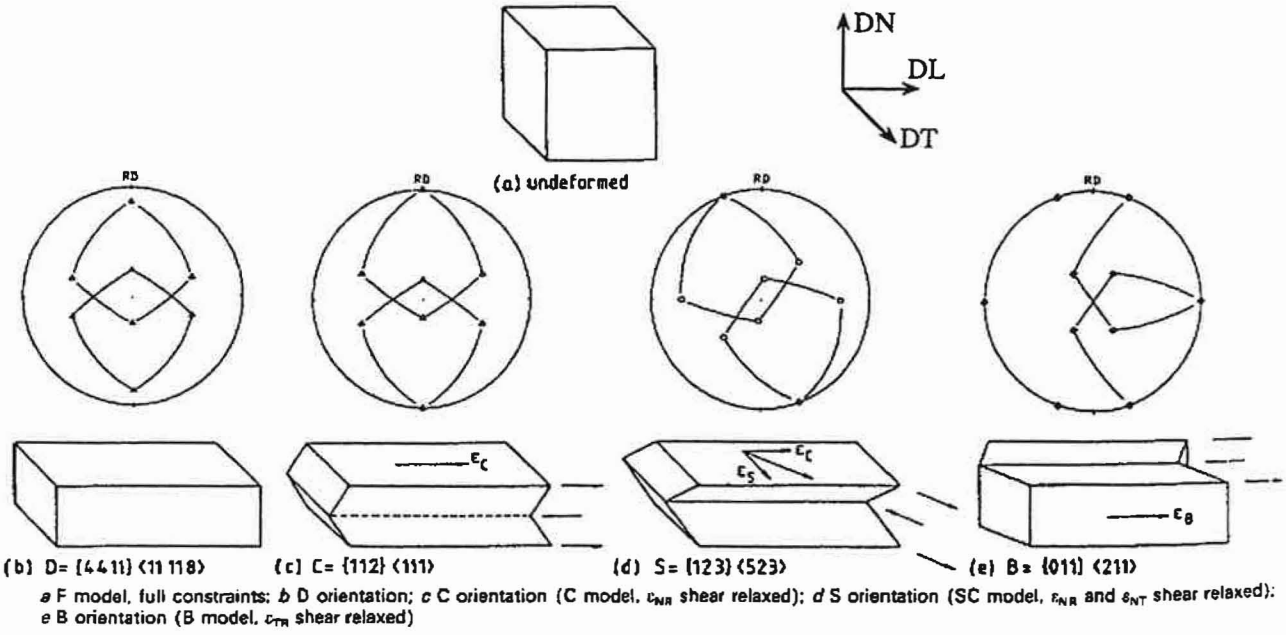


Figure V.1 :Principaux changements de forme d'un grain sous forme de cube déformé pour différentes conditions aux limites et figures de pôles {111} associées. (D'après HIRSCH, 1990).

Dans ce cas, on peut se demander comment les grains peuvent accommoder des cisaillements ε_{TL}(même à des valeurs inférieures à celles totalement relâchées).
D'après AERNOUDT et STÜWE (1970) le cisaillement ε_{TL}, qui stabilise l'orientation L, peut être compensé localement par un arrangement spatial des grains dans un motif alternatif d'orientations L symétriquement équivalentes (figure V.1e).
Par exemple, une texture initiale de Goss peut se transformer en texture L par une décomposition des grains en deux variantes de la composante L après des rotations autour de la direction normale (dans deux sens opposés). Ceci est en accord avec les observations de HIRSCH et LÜCKE (1986 et 1988); HIRSCH et al. (1986) d'une forte composante L dans l'aluminium laminé à froid avec une texture initiale de Goss.

Les différences de textures observées et leur dépendance vis-à-vis de la texture initiale supportent la conclusion que la déformation locale des grains dans les matériaux très texturés dépend fortement de leur orientation. Les orientations des grains se développent de façon à former un arrangement spatial capable de compenser localement (et éventuellement macroscopiquement) les contraintes dues aux incompatibilités (HIRSCH,1990).

Dans ce contexte, les arrangements locaux des grains dans les structures déformées font l'object des études afin d'examiner l'intéraction entre les grains et l'influence de leurs voisins. Malgré le développement de nouvelles techniques expérimentales (BUNGE, 1986; HUMPHREYS, 1988) et mathématiques (BUNGE, 1982 et 1987) pour analyser et décrire un arrangement local de grains, les résultats expérimentaux sont peu nombreux puisque ce type d'analyse exige des techniques sophistiquées, surtout pour les matériaux fortement déformés.

Dans ce chapitre nous nous proposons des études fondamentales des mécanismes de formation de textures de laminage dans les alliages Al-Li. La première partie est consacrée aux évolutions individuelles des orientations des grains dans un alliage binaire Al-Li déformé en compression plane à l'ambiante. La répartition spatiale des orientations des grains dans l'alliage ternaire Al-Li-Zr après déformation à chaud fait l'objet de l'étude de la seconde partie de ce chapitre.

V.2. COMPRESSION PLANE DE L'ALLIAGE BINAIRE Al-Li: ETUDE DES ORIENTATIONS INDIVIDUELES DES GRAINS

RESULTATS

Cette étude a fait objet du travail de D. E. A. (1988) dont les résultats détaillés sont présentés en annexe II. Dans ce chapitre nous adopterons une présentation plus synthétique.

L'essai de compression plane de l'échantillon d'alliage binaire A (Al-2.3% Li) a pour but de suivre, grain à grain, l'évolution des orientations individuelles au cours du laminage et en particulier de déterminer l'importance du cisaillement ε_{LT} susceptible de favoriser la formation d'une composante L de la texture.

L'alliage A était traité thermiquement afin de développer des grains de 3 à 4 mm qui conviennent pour des mesures d'orientation par figures de pôles RX. Nous avons prélevé un échantillon de dimension 6.5 mm (épaisseur)x10 mm (largeur)x16 mm (longueur). Une grille de référence a également été tracée sur la surface de compression et sur l'une des surfaces perpendiculaire à DT pour suivre l'évolution de la forme des grains en surface au cours de la déformation. Cet échantillon a été déformé en compression plane à l'ambiante jusqu'à $\varepsilon \approx 0.5$. Les orientations de 26 grains ont été déterminées avant déformation (par la méthode de Laüe en réflexion) et après $\varepsilon=0.15$, 0.29 et 0.48 (par les figures de pôles). L'évolution des orientations individuelles a été comparée aux prévisions théoriques des différents modèles de type Taylor-Bishop et Hill (FC et RC). Rappelons que nous nous plaçons dans le repère X_1=DT, X_2=DL et X_3=DN.

Nous présentons les résultats expérimentaux suivants pour les 26 grains du polycristal déformé jusqu'à $\varepsilon=0.48$:

a) courbe $\sigma(\varepsilon)$

b) observation des traces des plans de glissement

c) observation des modes de déformation des grains

d) évolution des orientation des grains

a) Courbe Contrainte-Déformation

La courbe contrainte vraie (σ)-déformation rationelle (ε) pour cet échantillon est présentée à la figure V.2. La limite d'élasticité est assez faible ($\approx$90 MPa) du fait que le matériau est à l'état trempé (pratiquement une solution solide) à gros grains. Nous y trouvons un stade de durcissement rapide par écrouissage jusqu'à $\varepsilon \approx 0.25$ puis une phase de durcissement faible.

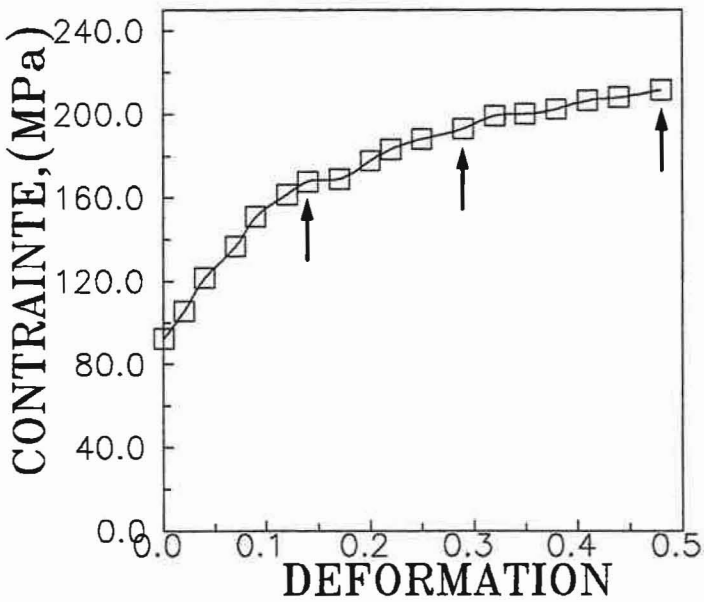


Figure V.2: Courbe σ-ε de l'alliage A déformé en compression plane jusqu'à ε=0.48.

b) Traces des Plans de Glissement

Les traces des plans de glissement après ε=0.48, sur la surface de normal $-X_3$, sont présentés à la figure A.II.3 (a et b) en annexe II.
Nous observons sur cette face de l'échantillon au moins deux familles de plans de glissement dans chaque grain (en général il y en a trois). La déformation est ainsi réalisée par des glissements qui sont parfois ondulés correspondant probablement au glissement dévié.
Après ce taux de compression la déformation commence à se localiser en formant des bandes de déformation. Nous les observons facilement au milieu de l'échantillon; elles traversent la surface de compression parallèlement à la direction transverse (voir la figure A.II.3 en annexe II).

c) Déformation des Grains

L'évolution de la forme des grains dans les plans (X_1,X_2) et (X_2,X_3) avant déformation et après ε=0.48 est présentée sur la figure V.3. En annexe II (figure A.II.4) nous présentons les mêmes grains après des déformations ε=0.15 et 0.29.
Selon le modèle FC la déformation des grains est caractérisée par $\varepsilon_{13}=\varepsilon_{23}=\varepsilon_{12}=0$. Pour les grains plats on s'attend à un cisaillement facile dans les sens ε_{13} et $\varepsilon_{23}\neq 0$ (modèle RC). Rappelons qu'afin d'assurer la compatibilité de la déformation, la composante ε_{12} de cisaillement est habituellement considerée proche de zéro. Cependant, la grille de référence tracée sur le plan de compression (figure V.3) montre que pour la plupart des grains $\varepsilon_{12}\neq 0$. Les grilles sur les faces (X_1,X_2) et (X_2,X_3) ne permettent pas de mesurer les cisaillements ε_{13} mais, en revanche, indiquent des cisaillements ε_{23} et ε_{12} assez importants. Pour une déformation macroscopique $\varepsilon\approx 0.48$ on mesure des cisaillements (1/2tan(angle)):
$-0.50\leq \varepsilon_{23} \leq 0.50$
$-0.24\leq \varepsilon_{12}\leq 0.22$
Au vu des ces observations, il nous semble raisonnable d'admettre la possibilité d'un cisaillement ε_{12} dans les simulations numériques. La rotation du réseau cristallin des 26 grains est donc calculée selon les modèles suivants de Taylor-Bishop et Hill:

Modèle	Nombre des composantes de ε_{ij} imposées	Composantes de cisaillement relâchées
FC	5	non
RC1 "lath"	4	ε_{23}
RC2 "pancake" (ε_{13})	3	ε_{23}, ε_{13}
RC2 (ε_{12})	3	ε_{23}, ε_{12}
RC3	2	ε_{13}, ε_{23}, ε_{12}

Sur la figure V.4 nous présentons dans le plan de compression les grains selon l'amplitude du cisaillement ε_{12}. Tous les grains dont la valeur absolue de cette amplitude est plus grande que 0.06 sont indiqués par RC2 (ε_{12}) ou RC3 selon l'accord avec les prévisions théoriques. Rappelons que sur cette face de l'échantillon nous ne pouvons mesuré que le cisaillement ε_{12}. Les valeurs expérimentales de ε_{12} présentées sont les valeurs maximales mesurées sur la grille de référence. Elles correspondent mieux aux valeurs théoriques que les valeurs ε_{12} moyennes.

Le cisaillement ε_{12} varie à l'intérieur de certains grains (en général à l'intérieur de gros grains). Dans la plupart d'entre eux (≈70%) on retrouve le même sens de cisaillement expérimental (+: figure V.4). Ils occupent une partie centrale de l'échantillon. Au bord se situent les grains de cisaillement ε_{12} opposé (à l'exception du grain numéro 18) dont les valeurs sont compries entre: -0.06 et +0.06.

Notons également que nous n'avons pas trouvé de différences importantes entre les valeurs de ε_{12} calculées pour un écrouissage isotrope et un écrouissage anisotrope (voir annexe II).

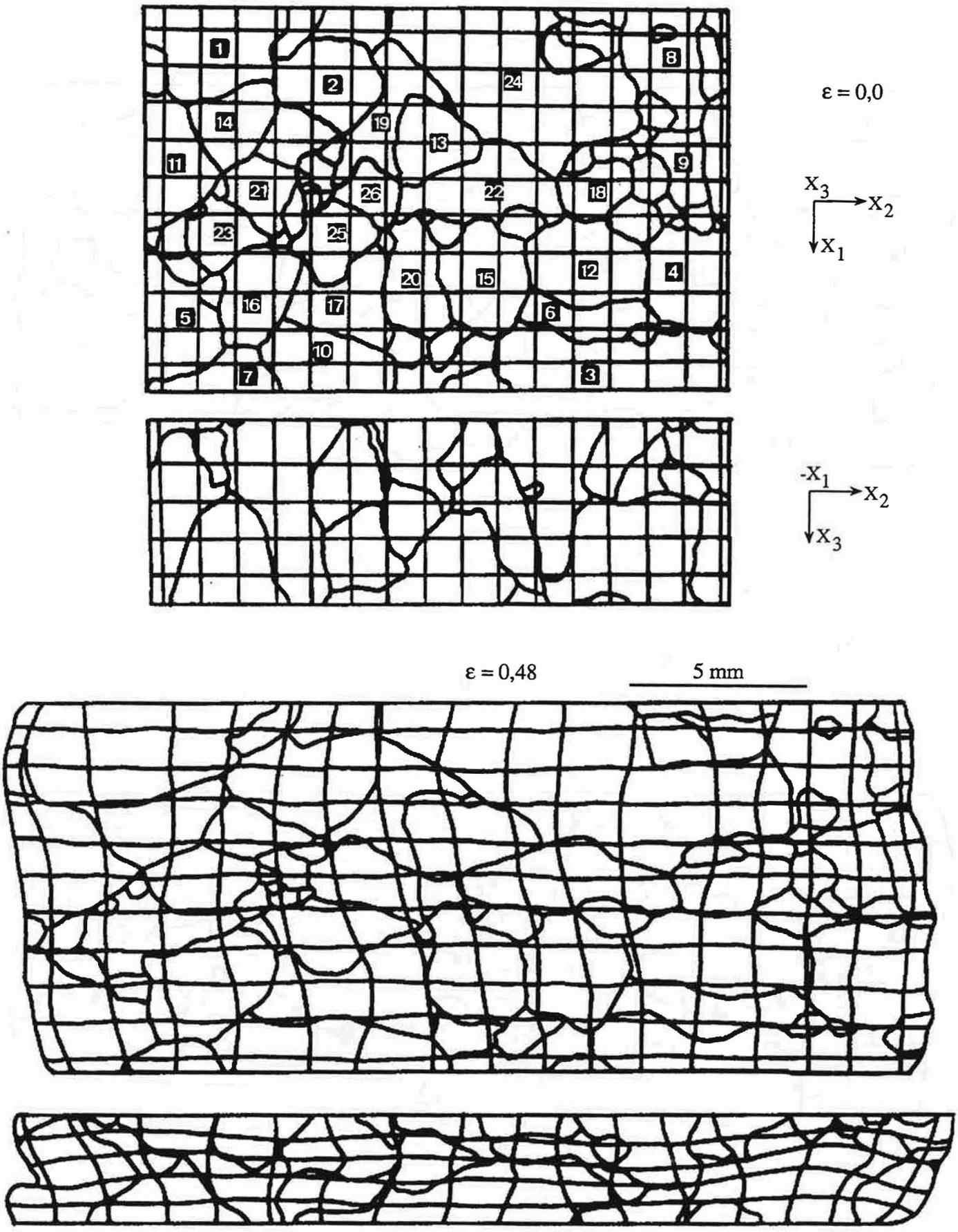


Figure V.3 : Evolution de la forme des grains avant et après déformation, $\varepsilon = 0{,}48$.

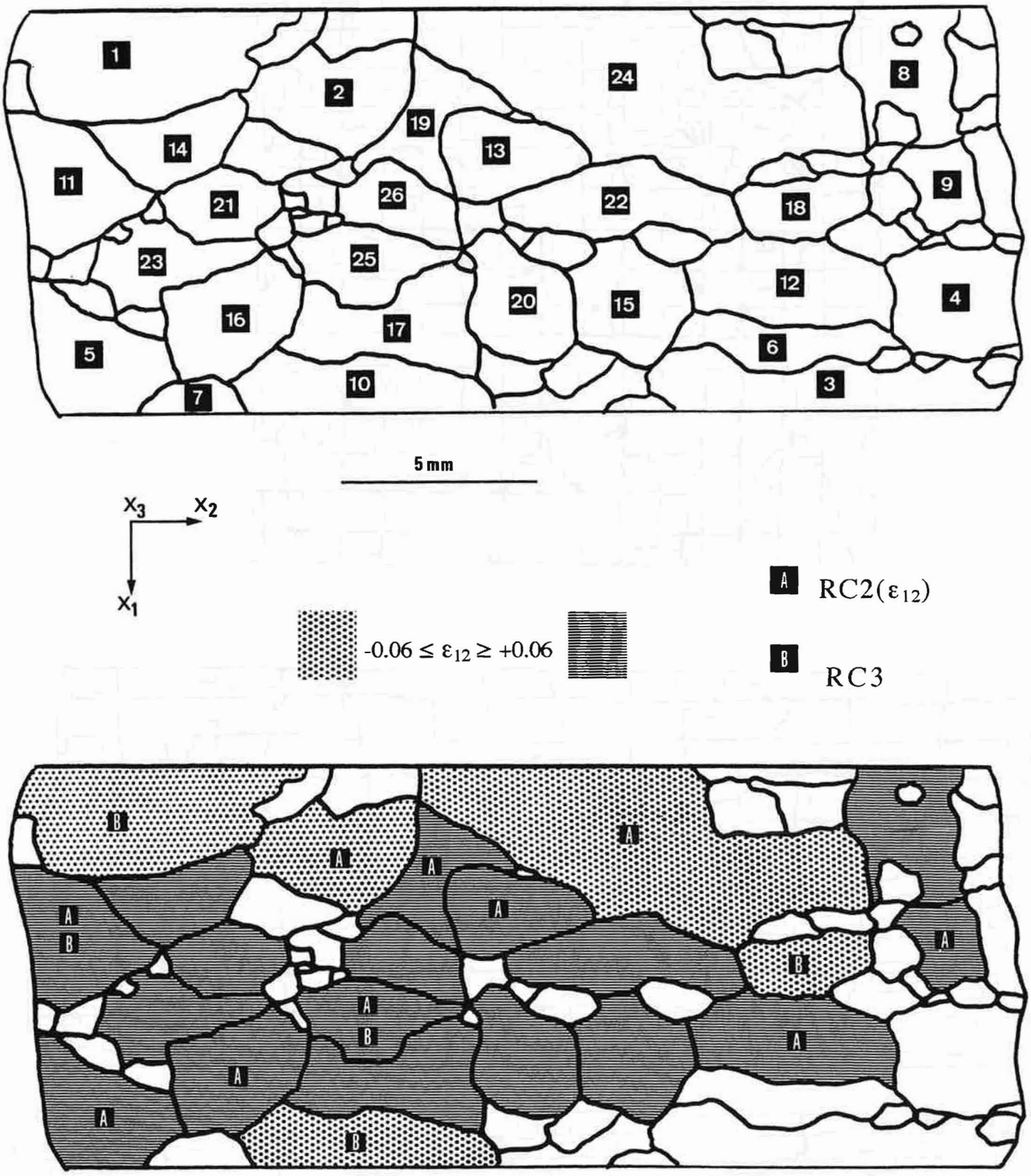


Figure V.4: Cisaillement ε_{12} expérimental de grains sur la face de compression (ε=0.48).

d) Evolution des orientations des grains

Sur la figure V.5 nous avons présenté, pour chaque grain, le mode de déformation qui donne la meilleure corrélation entre la rotation cristalline mesurée et celle calculée à ε=0.48.

Nous remarquons que les modèles FC et RC3 sont peu représentés. Il n'y a qu'un seul grain dont la rotation suit le modèle FC. Les grains 7, 12 et 18 évoluent selon les prévisions du modèle RC3. Il faut noter qu'aucun des modèles ne décrit correctement la rotation des grains 9 et 15 (mauvais sens de rotations).

Nous pouvons constater que les grains, dont la déformation est caractérisée par le modèle RC1, occupent une surface analysée assez importante malgré leur petit nombre (cinq grains)-figure V.5. On remarque également que ces grains sont situés plutôt au bord de l'échantillon.

Nous distinguons donc deux grands types de modes de déformation: RC2(ε_{13}) et RC2(ε_{12}) qui représentent 23% et 25% respectivement des grains analysés. A l'exception du gros grain numéro 1, les grains qui suivent le mode RC2(ε_{12}) forment une bande qui traverse l'échantillon d'un coin jusqu'au centre. Les grains qui suivent la rotation du mode RC2(ε_{13}) sont plus dispersés.

La figure de pôles {111} du polycristal avant la compression (figure V.6) indique la présence d'une faible texture de type laminage. Par contre, l'analyse de la figure de pôle expérimentale après la déformation ε=0.48 montre un développement des composantes classiques de laminage, fort pour S, modéré pour Goss+L et faible pour Cu. Pour les 26 grains étudiés la comparaison des figures de pôles {111} expérimentales et théoriques après une déformation ε=0.48 (figure V.6) montre que le meilleur accord pour l'évolution de la texture est obtenu avec une relaxation des composantes ε_{23} et ε_{12} de cisaillement. Les figures de pôles pour les autres modes de déformation sont présentées en annexe II.

Les observations de l'évolution de l'orientation des grains au cours de l'essai montrent qu'ils tournent vers les orientations typiques des métaux C.F.C. laminés, à savoir: S (S_1{124}<211>, S_2{123}<412>, S_3{123}<634>), L {110}<112>, Goss {110}<100> et Cu {112}<111>. Pour simplifier la présentation des résultats, les 26 grains ont été classés en six groupes en fonction de ces modes de déformation. Les résultats détaillés d'évolution de l'orientation des grains dans chaque groupe sont présentés en annexe II.

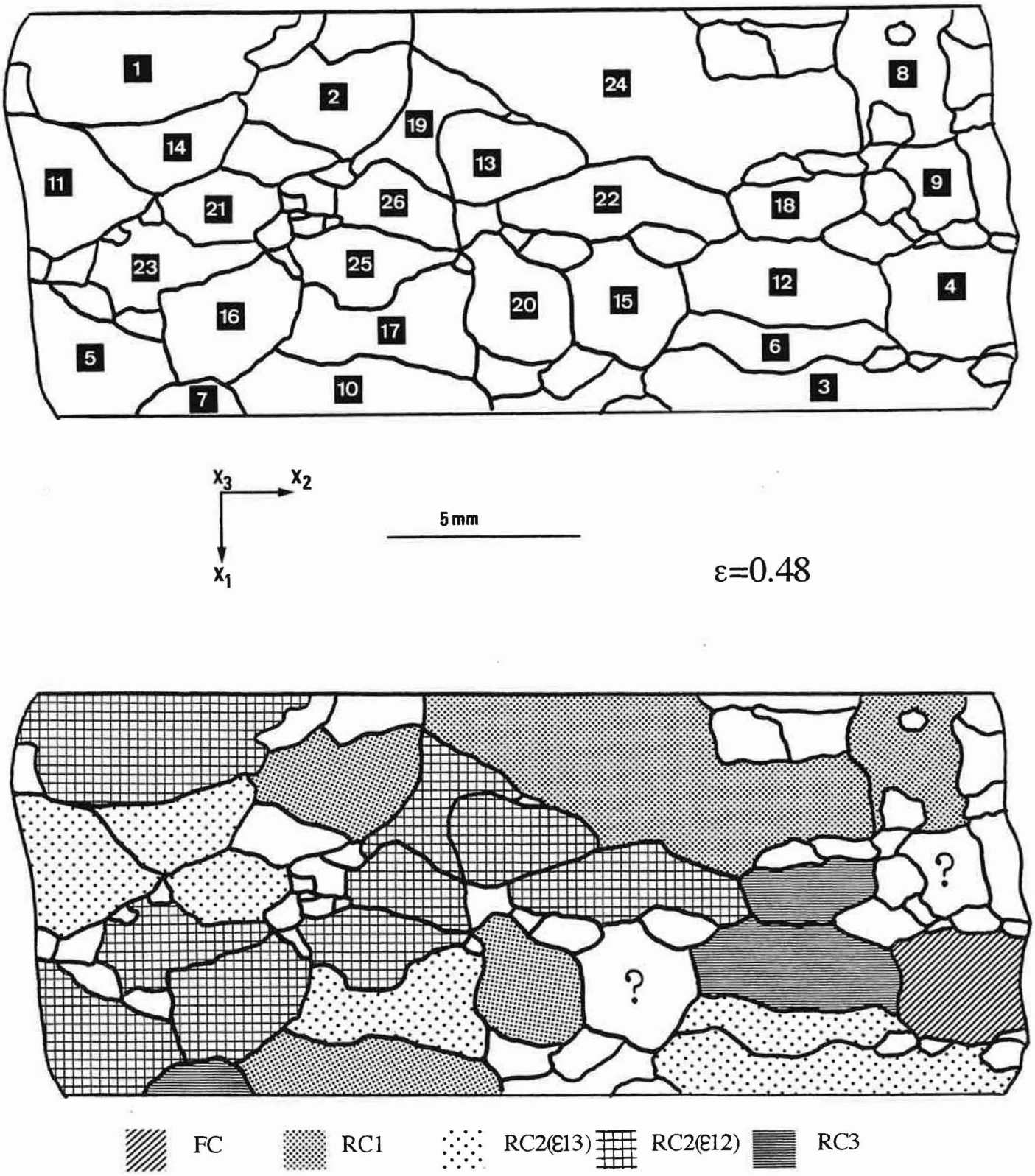


Figure V.5: Différents modes de déformation associés aux rotations expérimentales de 26 grains sur le plan de compression.

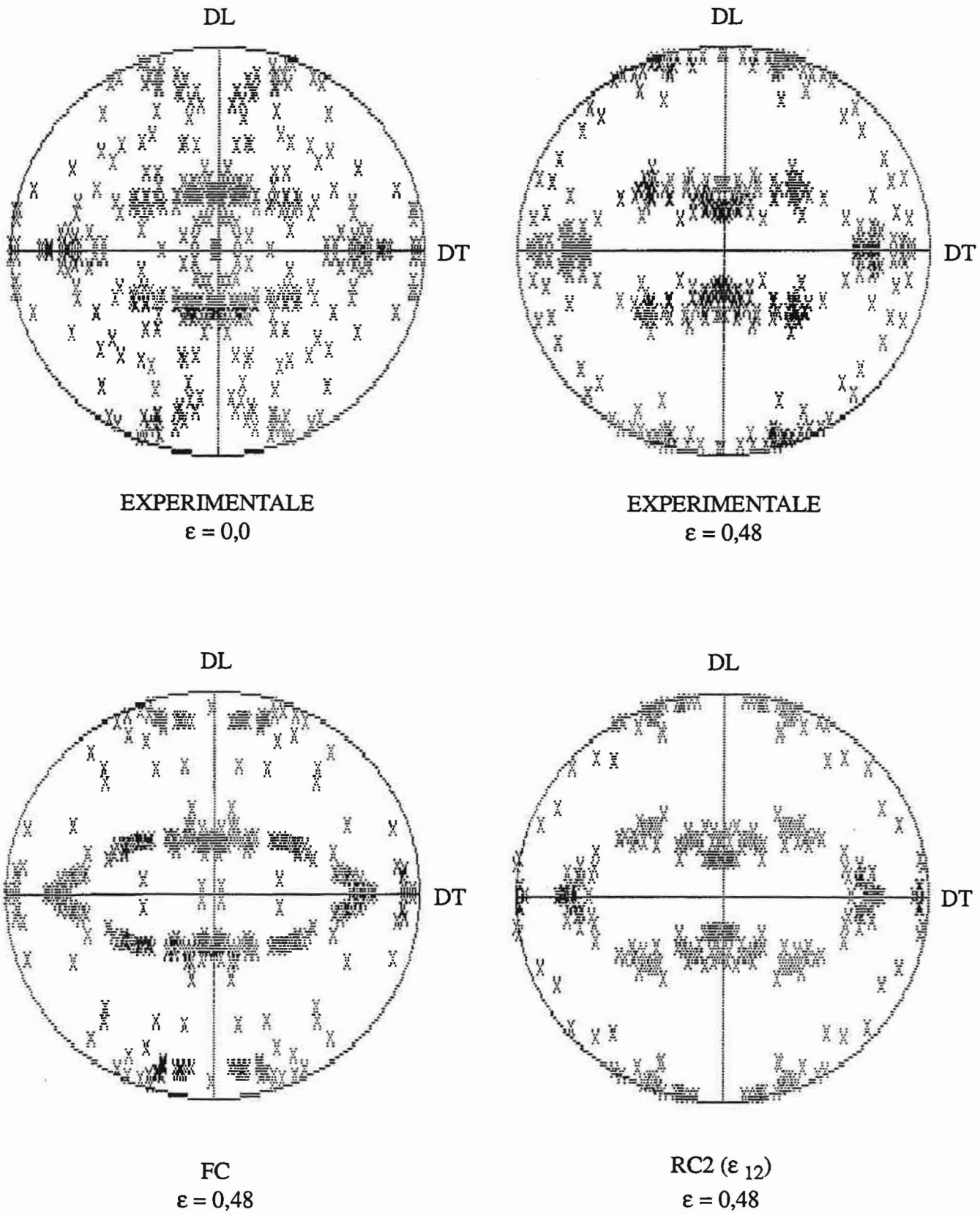


Figure V.6 : Figures de pôles {111} expérimentales ($\varepsilon = 0,0$ et $\varepsilon = 0,48$) et théoriques (FC et RC2 (ε_{12}) à $\varepsilon = 0,48$) de 26 grains sur le plan de compression.

Group I: Grains conformes au modèle FC de déformation

Dans ce groupe, il n'y a qu'un seul grain (numéro 4) situé au bord de l'échantillon. Ce grain d'orientation initiale (-85, 35, 54) tourne vers l'orientation (-113, 35, 76) qui ne fait pas partie des textures de laminage (fibre β). Les prévisions théorique de modèle FC sont en assez bon accord avec l'expérience (figures A.II.6 et A.II.7-voir annexe II).

Groupe II: Grains conformes au modèle RC1 de déformation

L'ensemble des grains de ce groupe, constitué de cinq grains (2, 8, 10, 20 et 24), tournent vers une orientation S (c.a.d. proche de S_1, S_2 ou S_3). Les rotations théoriques et expérimentales des grains 2 et 20, qui représentent ce groupe, sont tracées sur les figures A.II.8 à A.II.11-annexe II).

Groupe III: Grains conformes au modèle RC2(ε_{13}) de déformation

Ce groupe est constitué de six grains (3, 6, 11, 14, 17, et 21). Il se situent soit au bord (grains 3 et 11) soit à proximité du bord de l'échantillon (figure V.3). Cinq d'entre eux tournent vers l'orientation proche de S et un vers Goss (numéro 3). La rotation cristalline de ce dernier et du grain numéro 14 est présentée en annexe II (figures A.II.12 à A.II.15).

Groupe IV: Grains conformes au modèle RC2(ε_{12}) de déformation

C'est le groupe le plus nombreux (9 grains) dont trois (numéros 1, 22 et 23) tournent vers l'orientation S; deux grains tournent vers L (5 et 25). Deux autres (13 et 26) tournent vers une orientation qui ne fait pas partie de texture de laminage et enfin un grain (numéro 16) tourne vers l'orientation Goss, et un vers Cu (numéro 19). Notons qu'il n'y a qu'un seul grain (19) parmi les 26 analysés qui tournent vers l'orientation Cu. En annexe II nous présentons l'évolution de la rotation cristalline d'un grain pour chaque orientation (figures A.II.16 à A.II.25).

Groupe V: Grains conformes au modèle RC3 de déformation

Deux des trois grains de ce groupe tournent vers une orientation de type L (numéros 7 et 18). L'orientation finale de troisième grain (numéro 12) après la déformation ε=0.48 est de type S. Les figures A.II.26 et A.II.27 en annexe II montrent la rotation du grain 7 tournant vers l'orientation L au cours de la compression.

Groupe VI: Grains ne se conformant à aucun des modèles présentés

Nous ne trouvons que deux grains dont la rotation cristalline n'est décrite par aucun modèle (grains numéros 9 et 15). Pour représenter ce groupe, nous avons choisi le grain numéro 9 qui tourne vers une orientation proche de Goss (-78, 37, 1) à ε=0.48 (annexe II-figures A.II.28 et A.II.29).

DISCUSSION

Les résultats de la compression plane de l'alliage binaire d'Al-Li montrent l'importance du cisaillement ε_{12} , susceptible de favoriser la formation de la composante L de texture. Dans le cas de la compression plane d'une tôle d'aluminium pur, FORTUNIER (1987) a observé également de forts cisaillements des grains dans le plan de compression. L'influence combinée de ce paramètre et de l'orientation initiale des grains a été démontrée également par SKALLI et al. (1985).

Les groupes de grains les plus représentés, après la compression plane d'aluminium, tournent vers l'orientation S et Cu (dans le cas de notre alliage, ce sont les grains d'orientation S, L et Goss qui dominent). Ni le modèle FC, ni le modèle RC n'ont permis de modéliser la rotation des grains vers l'orientation L dans l'aluminium pur (FORTUNIER, 1987). La formation d'une forte composante L de texture n'a pas trouvé non plus une prédiction théorique dans le cas de polycristal d'aluminium (taille de grains $\approx$150 μm; orientation initiale aléatoire) déformé en compression plane-PANCHANADEESWARAN et al., 1988).

BECKER et LALLI (1990) ont utilisé la méthode des éléments finis pour examiner l'influence de l'interaction des grains sur la déformation et l'évolution de la texture dans le cas de la compression plane. Leurs calculs indiquent que la présence d'un grain fortement cisaillable, par exemple d'orientation L, peut provoquer un cisaillement dans le sens opposé (ε_{LT^+}, ε_{LT^-}) dans les grains voisins (situés dans la direction normale à la direction de cisaillement). Dans notre expérience de compression plane d'Al-Li, nous trouvons également ces deux types de cisaillements avec la répartition suivante dans le plan de compression suivante: les grains de cisaillement ε_{LT^+} au centre et ceux de ε_{LT^-} au bord.

Notons enfin que à l'intérieur de l'échantillon les cisaillements ε_{LT} sont probablement plus faibles que ceux mesurés en surface. Nous pensons qu'ils sont néanmoins non négligeables et que l'on doit en tenir compte, surtout en déformation à chaud (MAURICE, 1992).

Les résultats des prévisions théoriques des rotations cristallines ont été présentés en tenant compte seulement de l'écrouissage isotrope. On constate que l'introduction d'une matrice d'écrouissage anisotrope ne change pas sensiblement les prévisions (tableaux T.II.3 et T.II.4 en annexe II). Par exemple, pour le grain numéro 1 les différences d'orientations à ε=0.48 (pour tous les modes de déformation) sont inférieures à 2°.

Il convient de noter ici que, dans plusieurs cas, des grains d'orientation initiale similaire (par exemple les grains 14 et 15 ou 11 et 25-voir tableau T.II.2. en annexe II) dont les voisins sont différents, ont une rotation cristalline différente. Les grains 11 et 25 ont une orientation initiale proche de L. Après la déformation ε=0.48 le grain 11 tourne vers l'orientation ≈S mais l'orientation du 25 ne change pratiquement pas. Cette observation souligne l'importance de l'entourage d'un grain dans l'évolution de l'orientation au cours de la déformation.

CONCLUSIONS

La comparaison des résultats théoriques et expérimentaux en ce qui concerne les rotations et les déformations des grains dans un polycristal Al-Li déformé en compression plane permet de donner les conclusions suivantes:

- les grains subissent un cisaillement ε_{12} non négligeable (et qui n'est pas pris en compte par la plupart des modèles de Taylor actuels). Ce mode de déformation favorise la formation de la composante L de la texture,
- les orientations des grains tournent suivant des trajectoires qui s'approchent le plus souvent de celles prévues par le mode RC2(ε_{12}) et RC2(ε_{13}),
- les observations des rotations de grains ont montré l'importance de l'entourage d'un grain dans l'évolution de l'orientation du réseau cristallin au cours de la déformation.

L'introduction d'un modèle d'écrouissage anisotrope des systèmes de glissement n'influe pas beaucoup sur les rotations théoriques des grains calculées dans le cadre des modèles de Taylor et de Taylor "relâché".

V.3. LAMINAGE A CHAUD - ETUDE DES TEXTURES LOCALES DANS L'ALLIAGE AL-LI-ZR

Le développement de la texture L au cours du laminage à chaud de métaux C.F.C. est maintenant facile à reconnaître mais les mécanismes de sa formation ne sont pas complètement expliqués. D'après AERNOUDT et STÜWE (1970), l'une des possibilités est la décomposition d'une composante Goss vers une composante L par des rotations, dans des sens opposés, autour de la direction normale (DN). Ceci conduit à la formation de paires de grains voisins orientés L^+ et L^-. En principe, ce type de configuration peut être verifiée par les techniques de micro-diffraction. Nous avons donc effectué des analyses locales des orientations des grains dans un alliage ternaire B (Al- 2.2% Li- 0.1% Zr) après l'extrusion à chaud, d'une part, et après un laminage à chaud d'autre part en utilisant les techniques ECP et EBSD. Cet alliage a été choisi a cause de la grande fraction volumique (18%) de la composante Goss dans le matériau après extrusion à chaud (mesurée par RX-chapitre III). En cours de laminage à chaud la fraction volumique de Goss diminue jusqu'à 8% et en même temps celle de L passe de 3% à environ 11% pour un taux de déformation ε_{LC}=1.2.

Si le modèle de décomposition d'un grain de l'orientation Goss en deux grains (110)<112> est valable, on doit trouver une densité importante de paires de grains L^+, L^- Nous avons analysé les textures locales dans trois tôles d'alliage B: après une extrusion à chaud jusqu'à ε_{EXT}=2.4 et après laminage à chaud jusqu'à ε_{LC}=1.2 et ε_{LC}=2.5. Les échantillons laminés ont subi un traitement de restauration à 400 °C pendant 24 heures afin que la densité de dislocations ne soit pas trop élevée, ce qui pourrait perturber le contraste de l'orientation cristalline. Les mesures par RX avant et après ce traitement de restauration n'ont pas révélé de changement de la texture. La taille des sous-grains analysés varie entre 2 et 15 µm selon la face et l'épaisseur de la tôle. Les surfaces analysées sont le plan de laminage et la face perpendiculaire à la direction transverse pour les échantillon déformés à ε_{EXT}=2.4 et ε_{LC}=1.2. Seule la face transverse est analysée sur l'échantillon laminé à ε_{LC}=2.5. Nous verrons que les orientations des grains fortement déformés à chaud ne sont pas uniques. Les grains présentent une dispersion d'orientations que nous avons caractérisée en effectuant plusieurs mesures sur une dizaine environ de sous-grains par grain.

Le tableau V.1 donne les précisions concernant les analyses de la microtexture de ces échantillons.

Tableau V.1

Echantillon	Déformation Logarithmique	Plan d'observation	Technique	Traitement de restauration	Nombre de sous-grains analysés	Nombre de grains analysés
B 13	$\varepsilon_{EXT} = 2.4$	TL NL	ECP EBSD	NON NON	600 1650	~ 66 *
B4	$\varepsilon_{LC} = 1.2$, $\varepsilon_{EXT} = 2.4$; $\varepsilon_{TOT} = 3.6$	TL NL	ECP EBSD	400°C/24 h	610 720	~ 75 *
B1	$\varepsilon_{LC} = 2.5$, $\varepsilon_{EXT} = 2.4$; $\varepsilon_{TOT} = 4.9$	NL	EBSD	400°C/24 h	550	*

(*) le nombre de grains analysés est difficile à déterminer du fait des difficultés pour distinguer les joints de grains.

Sur la figure V.7 nous présentons les figures de pôles {111} des trois orientations principales de la fibre β avec toutes leurs variantes. Nous utilisons, par la suite, les symboles suivants pour définir chaque variante: S^+, S^+_{DL}, S^-, S^-_{DL}, L^+, L^-, Cu^+, Cu^- (figure V.7).

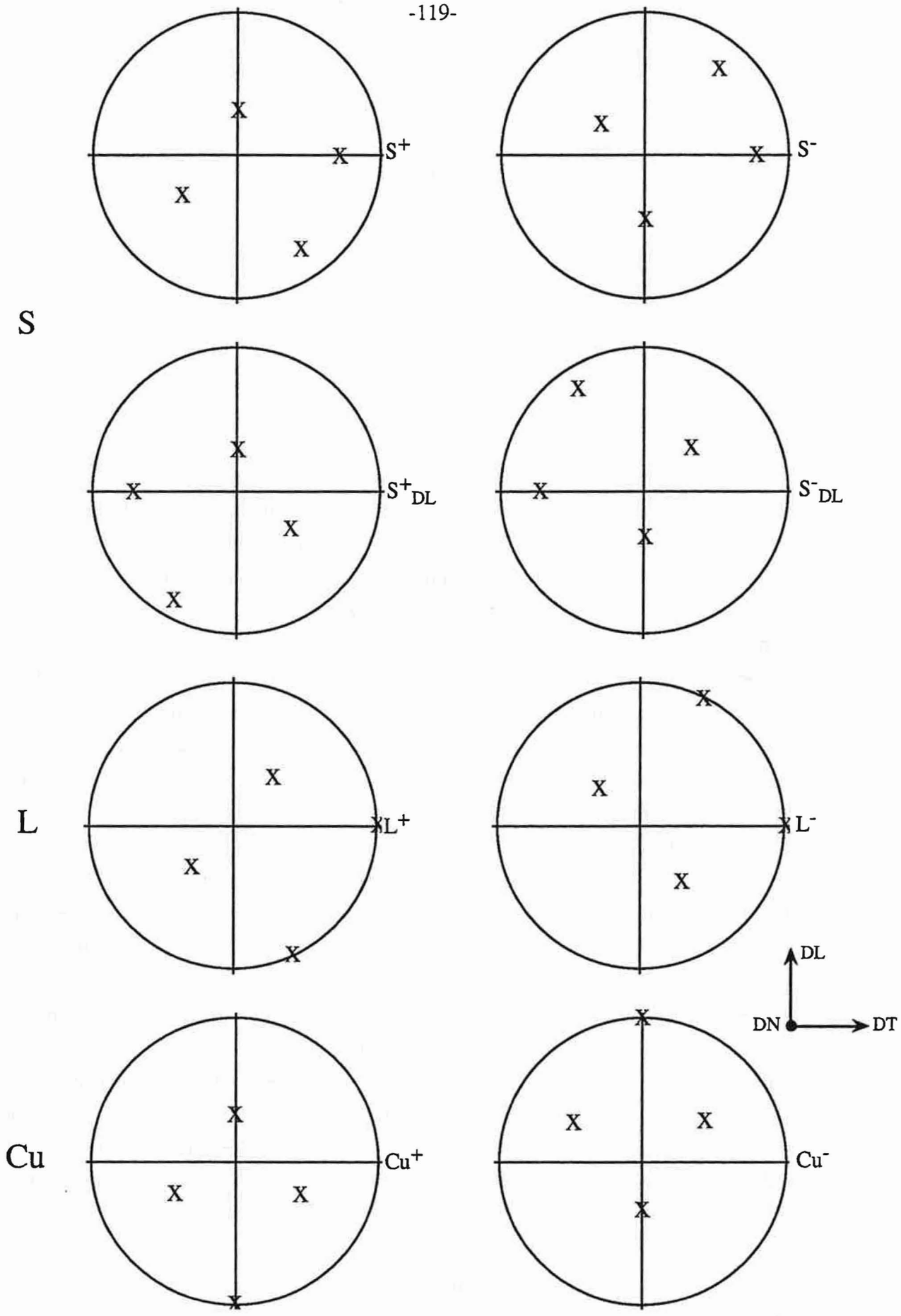


Figure V.7 : Principales composantes de la fibre ß avec ses différentes variantes, (figures de pôles {111}).

RESULTATS

L'échantillon B13 (extrudé à chaud à ε_{EXT}=2.4)

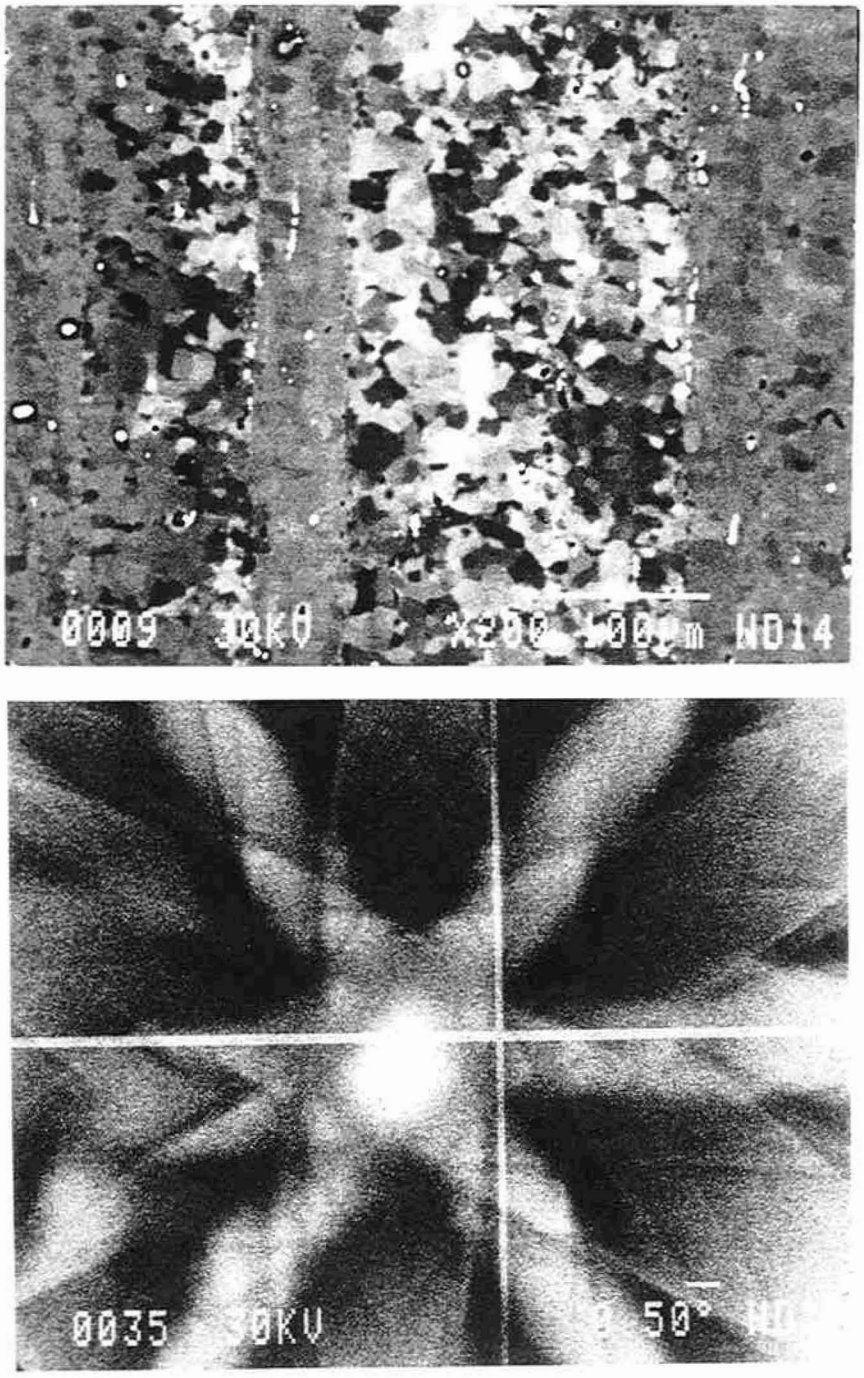
Plan d'extrusion

L'analyse a été effectuée à mi-épaisseur et au centre de la tôle sur cinq plages d'une largeur totale de 12 mm (la plage la plus large mesurait ≈5.6 mm). La figure V.8 montre les grains et les sous grains de cet alliage ainsi que l'image ECP de l'un des sous-grains. Les figures de pôles {111}obtenues par analyse ECP et par analyse aux RX (au même endroit) sont présentées sur la figure V.9. Toutes les deux montrent une forte composante de texture comprise entre L et Goss. Les fractions volumiques des composantes Goss (21%) et L (5%) déterminées à partir de l'analyse ECP (rapport de la surface des grains d'une composante à la surface totale analysée) coïncident avec celles trouvées après l'analyse RX: Goss 18% et L 3%. Nous présentons sur la figure V.10 les figures de pôles {111} de 31 grains d'une plage de 5.6 mm de largeur. Ces figures de pôles {111} ont été tracées à partir de l'orientation des sous-grains indiqués à l'intérieur de chaque grain.

En général, on constate deux types de grains: les grains "classiques" à une seule orientation (la majorité à ce taux de déformation) et les grains dont l'orientation varie selon la largeur de façon quasi-continue. Quelques exemples de ce dernier type sont montrés en plus de détails sur la figure V.11. Sur cette plage nous remarquons une forte proportion des composantes S et L de la texture. Les grains d'orientation Goss (numéros 1, 3, 22 et 31) sont, en général, entourés par ceux de l'orientation S (voir par exemple les grains de 1 à 6). Dans le cas des grains 5 et 20 (figure V.11), il y a une variation progressive de l'orientation Goss vers l'orientation L. Le grain numéro 5, d'une largeur moyenne de 270 µm, présente une rotation de Goss vers L le long de DT (sous-grains A à D sur la figure V.10). Les valeurs des angles ϕ_1, ϕ, ϕ_2 pour ces quatre sous-grains confirment cette rotation Goss→L (figure V.12). Nous observons également une progression très importante de l'orientation Goss vers L (changement de l'angle ϕ_1 de 90° à 125°) à l'intérieur d'un petit grain numéro 20-figure V.13. Trois sous-grains analysés (figure V.10) montrent une variation de l'angle ϕ_1 de ≈128° à ≈78°, les angles ϕ et ϕ_2 varient peu.

Toujours en mesurant l'orientation des sous-grains selon DT, on confirme l'observation de la rotation progressive de Goss vers L autour de DN sur d'autres plages: par exemple sur la figure V.15a nous avons porté les angles ϕ_1, ϕ, ϕ_2 pour sept sous-grains (A à G) du grain numéro 2 de la figure V.14. Les figures V.15b et V.15c montrent les désorientations de joints de ces sous-grains (l'angle et l'axe de rotation respectivement) par rapport à un grain d'orientation idéale de Goss. Le grain numéro 2 est entouré par un grain d'orientation Goss (numéro 1), d'un côté, et par un grain d'orientation ≈S (numéro 3), de l'autre, qui le sépare de trois grains de la composante L.
Sur la figure V.16 on observe cette rotation de Goss vers L sur un ensemble de cinq grains (numéros 1, 2, 3, 4 et 5): L; L; entre L et Goss (L/G); L/G; Goss.

Une autre rotation très marquée autour de DN est observée sur les grains 16 et 18 de la figure V.10. Nous constatons ce type de rotation de ≈30° autour de DN dans plusieurs grains proches de S.

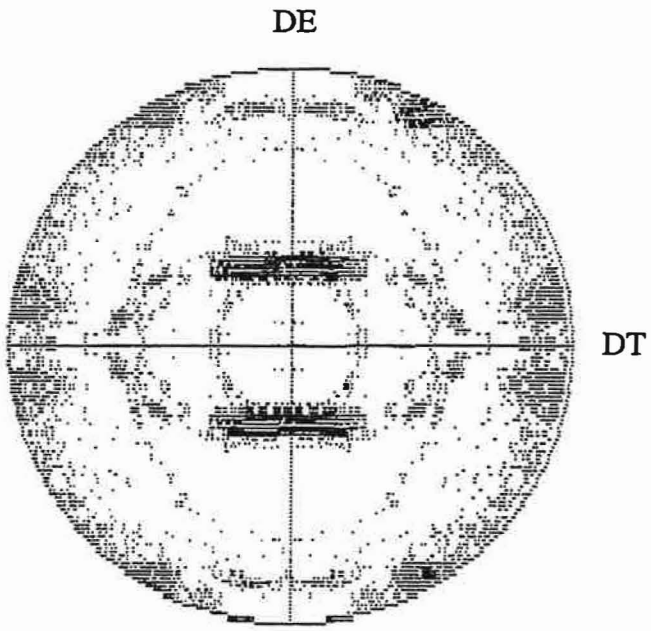


a)

b)

Figure V.8: Contrast cristallographique des grains dans l'échantillon B13 (a) et l'image (ECP) d'un sous-grain de cette zone (b).

(a)



(b)

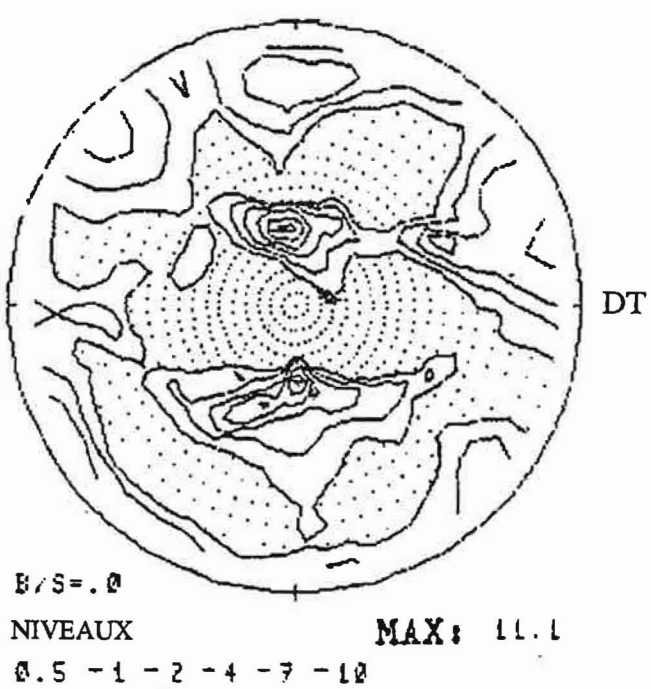


Figure V.9 : Figures de pôles {111} de l'alliage B13 (ε_{EXT} = 2,4) déterminées par (a) ECP et (b) RX.

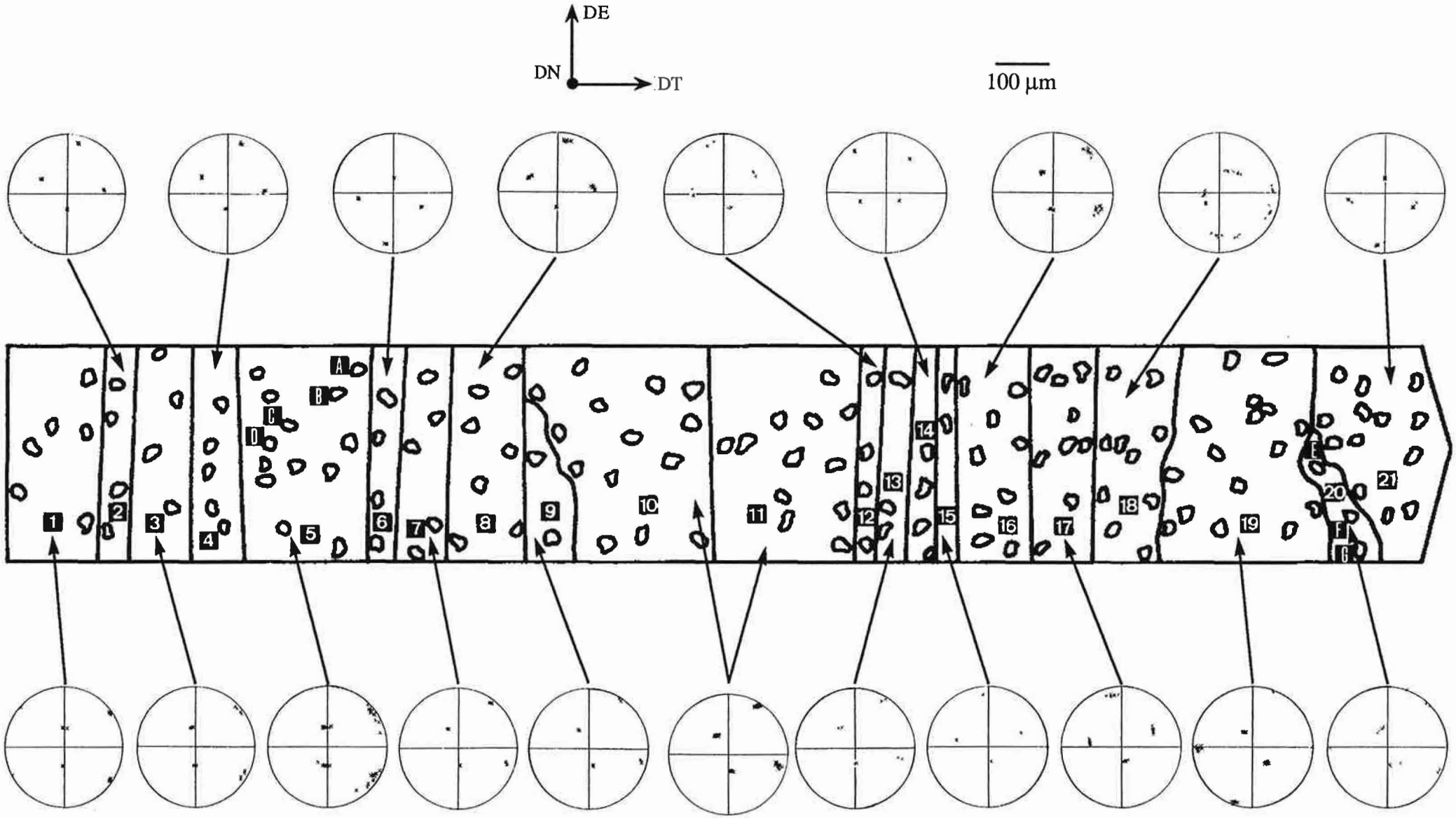


Figure V10: Plage de 31 grains située sur le plan de laminage (à mi-épaisseur) de l'alliage B13 ($\varepsilon_{ext} = 2,4$).

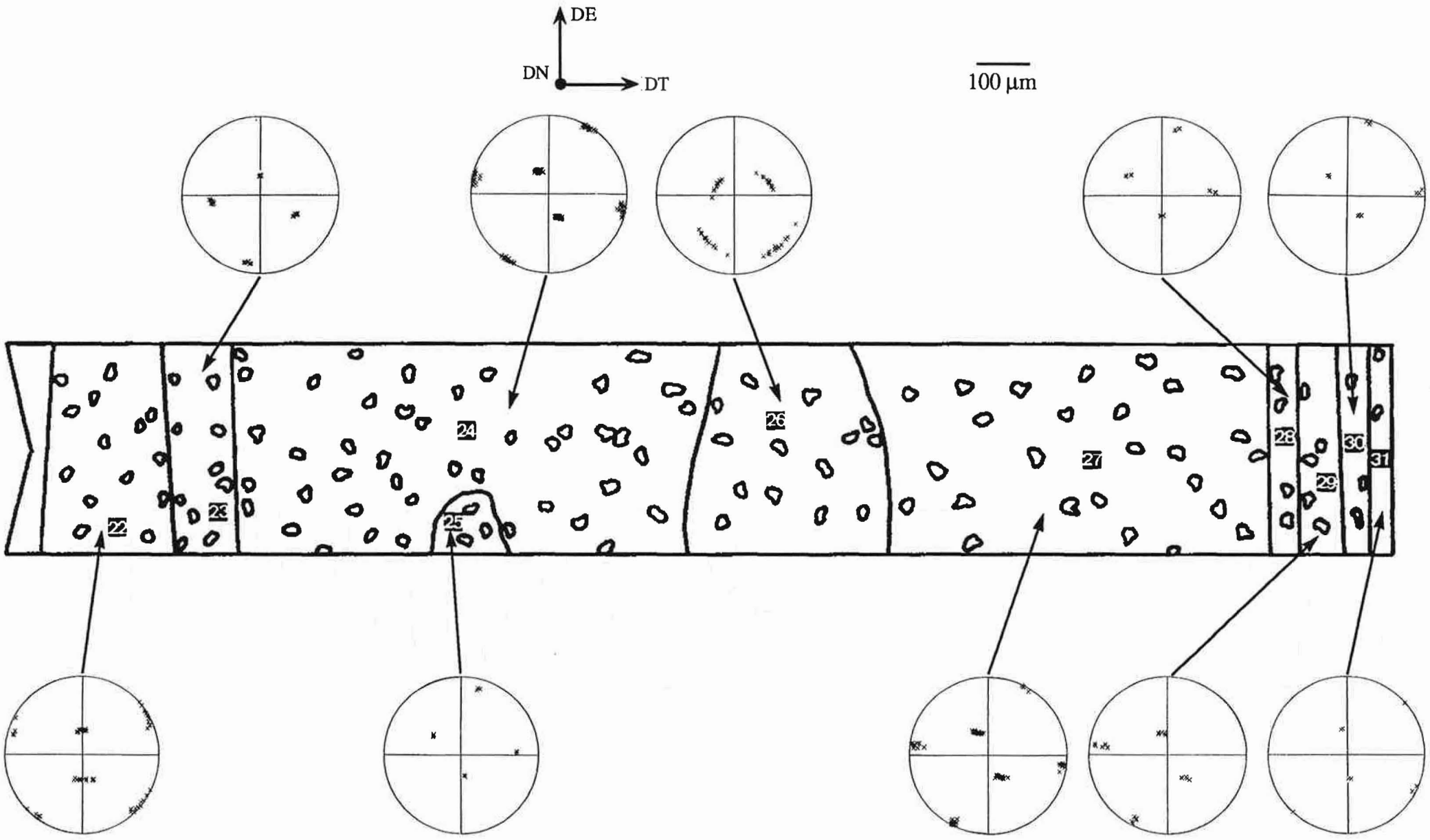


Figure V.10 suite.

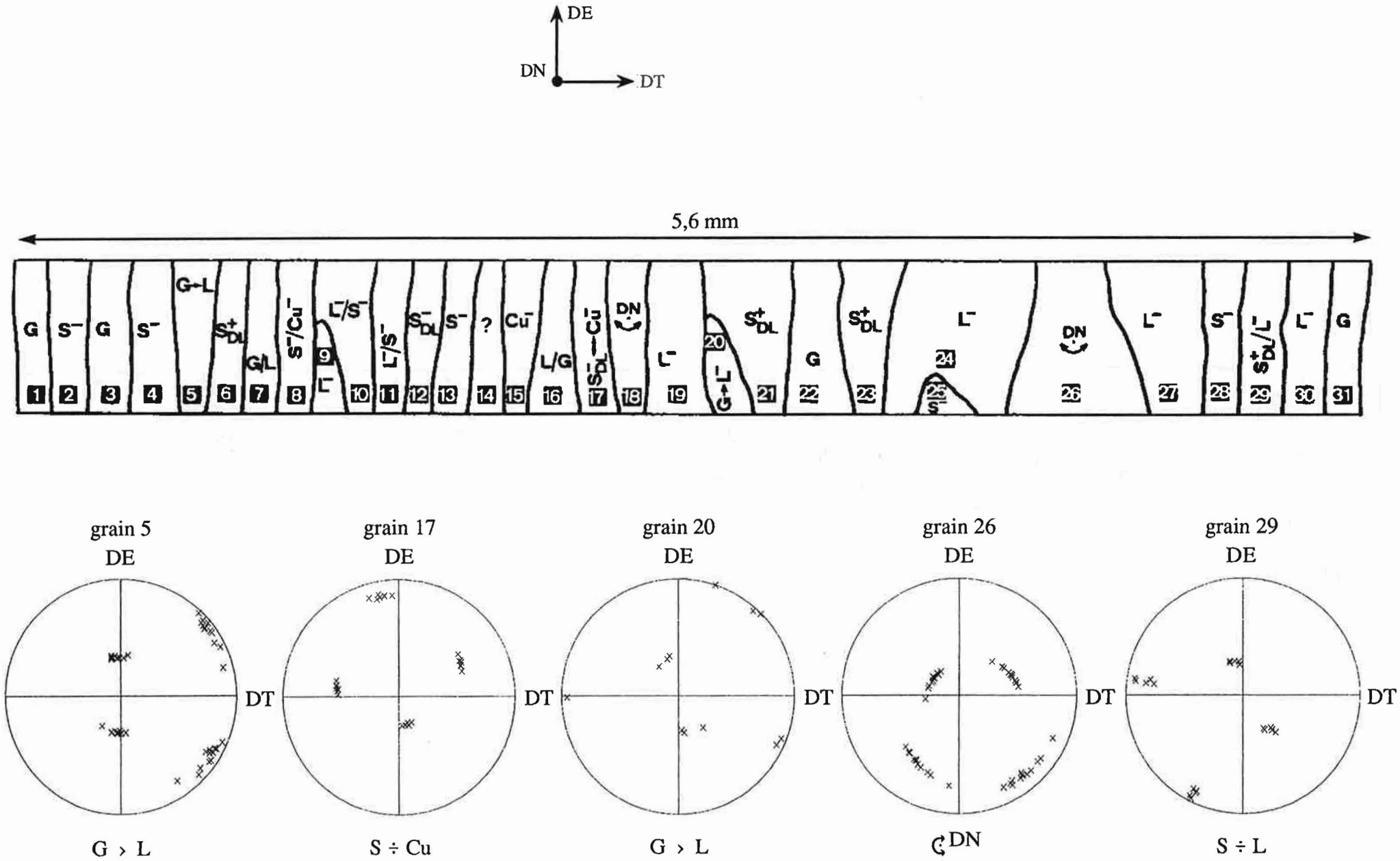


Figure V.11 : Présentation schématique de la plage précédente (figure V.10) avec les figures de pôles {111} des grains 5, 17, 20, 26 et 29.

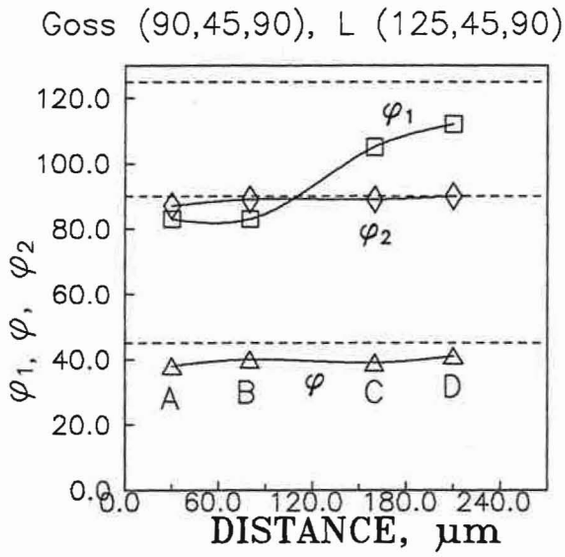


Figure V.12: Variation d'orientation de quatre sous-grains du grain 5.

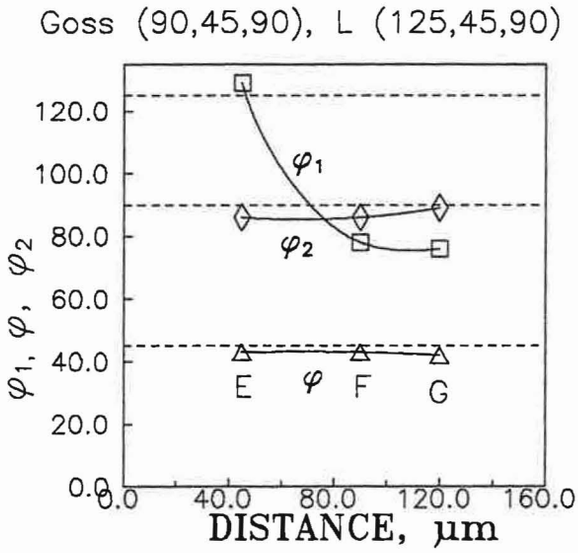


Figure V.13: Valeurs des angles d'Euler des sous-grains E, F et G du grain 20.

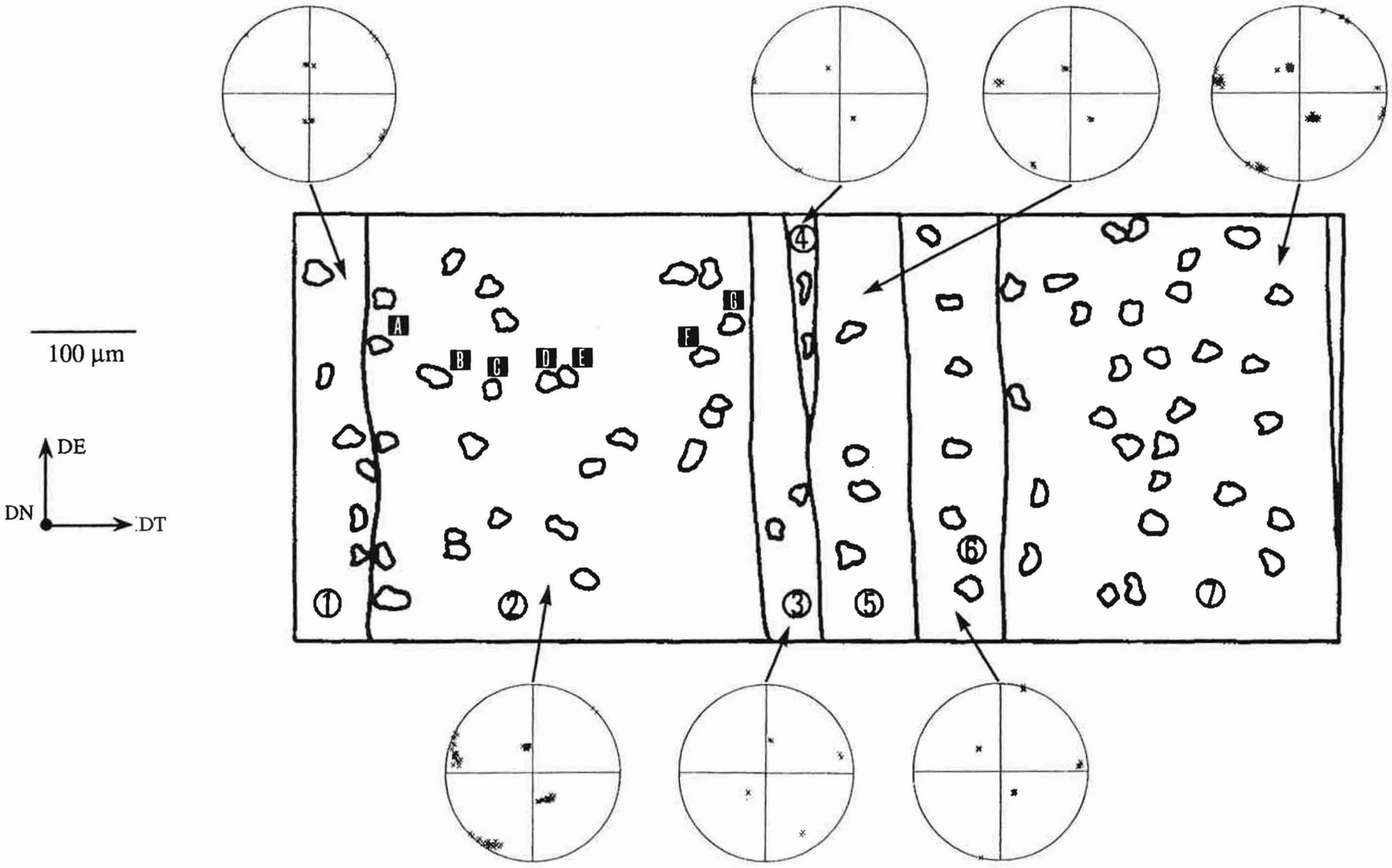


Figure V.14 : Une plage située sur le plan d'extrusion de la tôle B13 (ε_{EXT} = 2,4).
Le grain 2 illustre bien la décomposition de Goss vers Laiton.

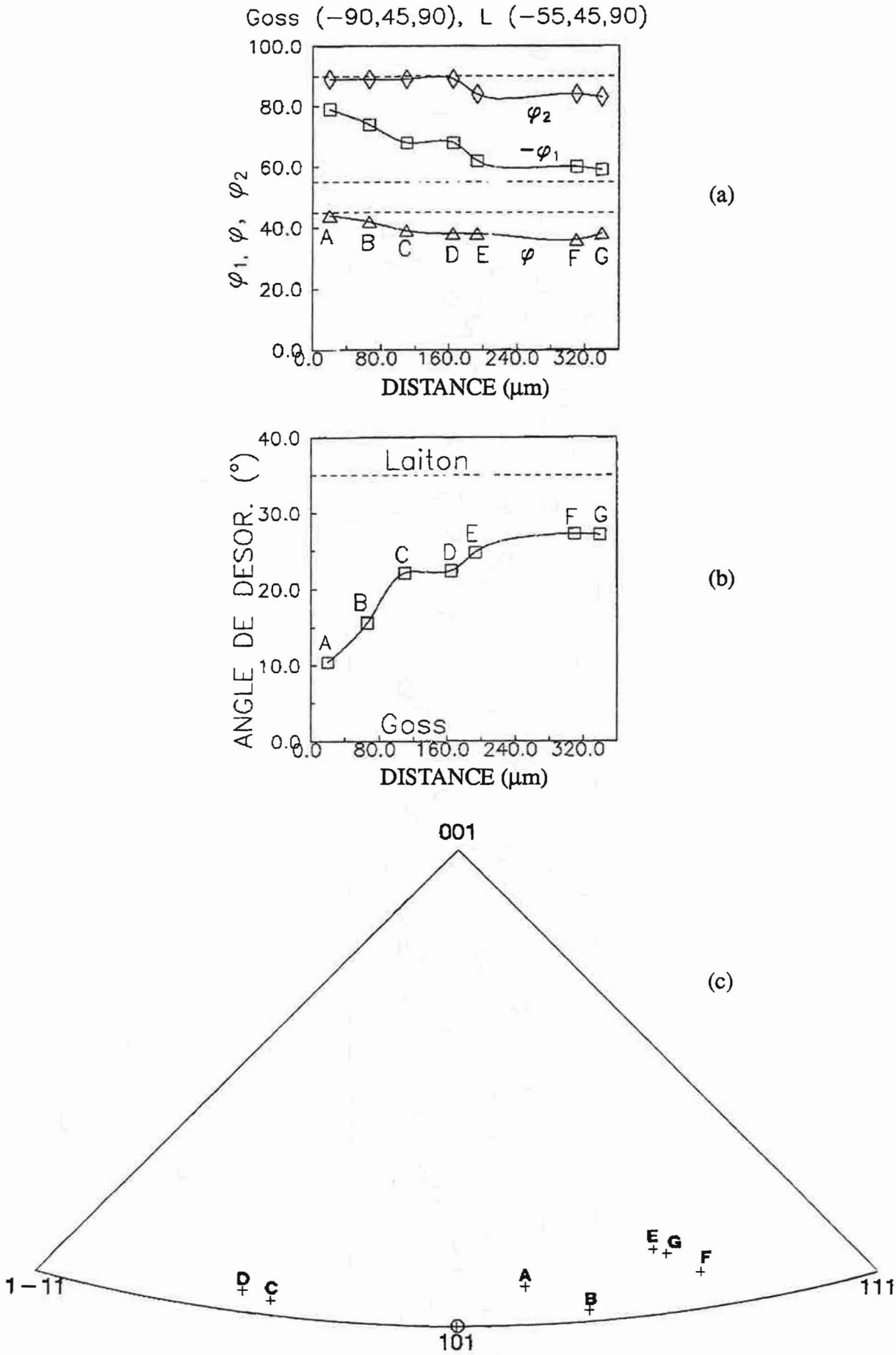


Figure V.15 : Variations d'angle d'Euler des sous-grains A à G du grain 2 (a) et de leur désorientation par rapport à l'orientation Goss : (b) l'angle et (c) l'axe de désorientation.

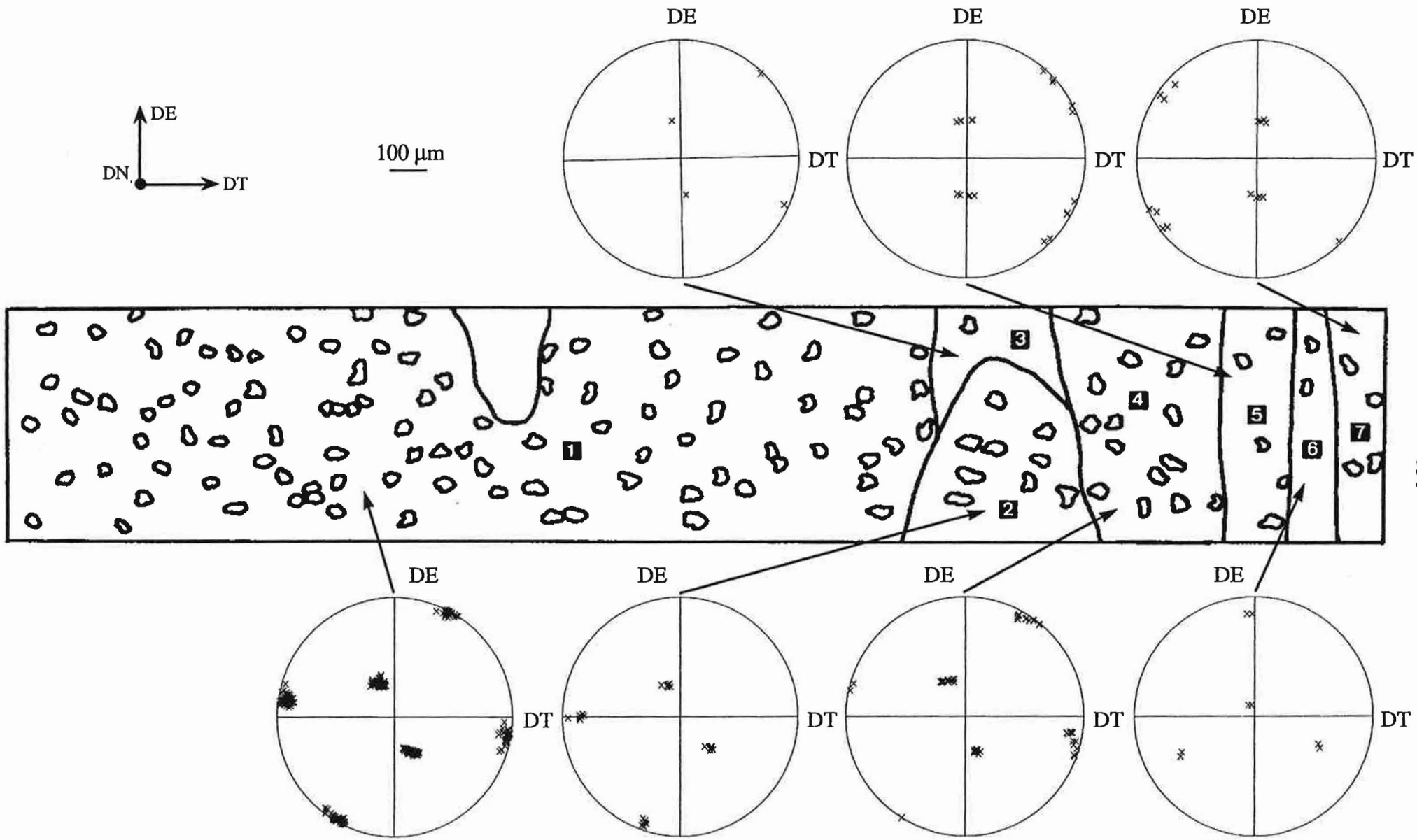


Figure V.16 : Une plage analysée sur le plan d'extrusion (alliage B) avec un large grain (1) d'orientation proche de laiton.

Plan transverse

L'analyse grain par grain a été effectuée entre la surface et la mi-épaisseur de la tôle (≈6.5 mm). La figure V.17 montre une "texture" globale d'environ 1650 sous-grains dont l'orientation a été déterminée par la méthode EBSD (pour faciliter la lecture, la texture est présentée sous forme de figures de pôles {111} sur le plan de laminage après une rotation de 90° autour de DL. La texture est typique du laminage à chaud, avec une forte composante S. Il faut noter également le faible taux de l'orientation Goss par rapport à la texture déterminée sur le plan de laminage (figure V.9). Cette différence est probablement due.à l'hétérogénéité de la texture dans l'épaisseur de la tôle. En fait, l'analyse d'une plage sur le plan de laminage ne constitue qu'une "partie" de la texture déterminée sur le plan transverse.
La figure V.18 indique les positions des quatre plages (A, B, C et D) (dans l'épaisseur) choisies pour l'analyse détaillée.

La micrographie de la première plage, qui occupe une zone d'une largeur de 0.5 mm près de la surface, est présentée sur la figure V.19. L'analyse des orientations des sous-grains est faite le long de deux "lignes" parallèles à DN. Nous constatons que pratiquement tous les sous-grains analysés ont une orientation placée sur la fibre β (figure V.19). La figure V.20 présente la variation des trois angles d'Euler de chaque sous-grain situé sur la ligne du bas de la micrographie de la figure V.19. Nous remarquons des petites oscillations de ϕ_1, ϕ et ϕ_2 autour de la position idéale de l'orientation S_1 (-117, 64, -14). Nous trouvons quelques grains situés également sur la fibre β mais d'une autre variante (grains 4, 6 (≈L) et 7 (S^-)). Les orientations des grains numéros 1, 2, 3 et 5 n'appartiennent pas à cette fibre-figure V.21.

Sur la plage B, de largeur ≈0.43 mm, nous avons suivi l'évolution de l'orientation des 34 sous grains indiqués sur la figure V.22. Les neuf premiers sous-grains sont dispersés autour de la composante proche de S^-_{DL} , dont l'orientation idéale est celle du sous-grain 10 (figure V.23). Les sous-grains suivants, 11 à 18, ont aussi une orientation de type S, mais tournée de π autour de DT et DL par rapport à la précedante (S^+). Pour le sous-grain 19 nous retrouvons l'orientation S^-_{DL} et pour les sous-grains de 20 jusqu'à 26 l'orientation située entre S^+ et L^+. La serie des sous-grains orientés:S^+, S^-, S^+_{DL}, S^-_{DL} est interrompue par les sous-grains 27 et 28 (figure V.23) qui ont une variation de type Cu^-. Nous retrouvons celle-là pour les sous-grains suivants avec plus ou moins de dispersion-figure V.23.

Sur la plage C, située plus près de la mi-épaisseur de la tôle (environ 4 mm de plan de laminage-figure V.19), pratiquement les 3/4 de la surface sont occupés par des grains d'orientation de type S (figure V.24). La figure de pôles {111} de six grains consécutifs présentant cette orientation montre que la dispersion autour de la position idéale de S^+_{DL}, se produit de façon aléatoire (non-continue)-figure V.24.

Le grain suivant (Z) est un grain étroit d'orientation L^+. En observant les orientation des sous-grains W, V et U, on constate une évolution de l'orientation Goss vers L-figure V.25. Un autre type de gradient d'orientation, entre S^+ et L^+, est très bien mis en évidence par les sous-grains O à L. A côté (sous-grains K à H) on voit une rotation $S^- \leftrightarrow Cu^-$. Cette rotation est présente également entre les sous-grains D et A-figure V.25.

La dernière plage, située à mi-épaisseur, est présentée sur la figure V.26. Nous y trouvons principalement une composante S, avec ses quatres variantes liées par des rotations de π autour de DT et de DL-figure V.27. On observe aussi les composantes L et Goss. Sur la partie supérieure de la plage D (figure V.26), nous remarquons des variantes de la composante S selon: $\approx S^+$; S^-_{DL}; S^+_{DL}. Parfois les grains de type S^+ et S^- sont séparés par un grain d'orientation L. Plus près de la mi-épaisseur de la tôle (partie inférieure de la figure V.26) nous trouvons un grain, relativement épais, d'orientation Goss. Il est entouré par deux grains d'orientation L^- et S^-/L^-. Ce dernier présente un gradient importante entre S et L et il est "coupé" par un autre, très étroit, d'orientation intermédiaire entre Goss et Z ({111}<110>)-figure V.26.

Notons que sur le plan transverse on n'observe pas une rotation Goss$\Rightarrow$L ce qui est conforme au modèle de AERNOUDT et STÜWE (1970) qui suppose qu'elle se produit dans le plan de laminage.

Résumé

L'analyse de la tôle extrudée à ε_{EXT}=2.4 nous a permis de constater:

- la présence de gradients d'orientation à l'intérieur des grains
- une progression (dans la plupart des cas continue) de l'orientation Goss vers L mesurée dans le plan de laminage
- une forte présence des grains d'orientations situées sur la fibre β (séquence des grains voisins: $S^+(S^+_{DL})$, $S^-(S^-_{DL})$ ou une S, Cu, S)
- l'existence de paires de grains L^+, L^-.(alignées selon DT dans le plan de laminage).

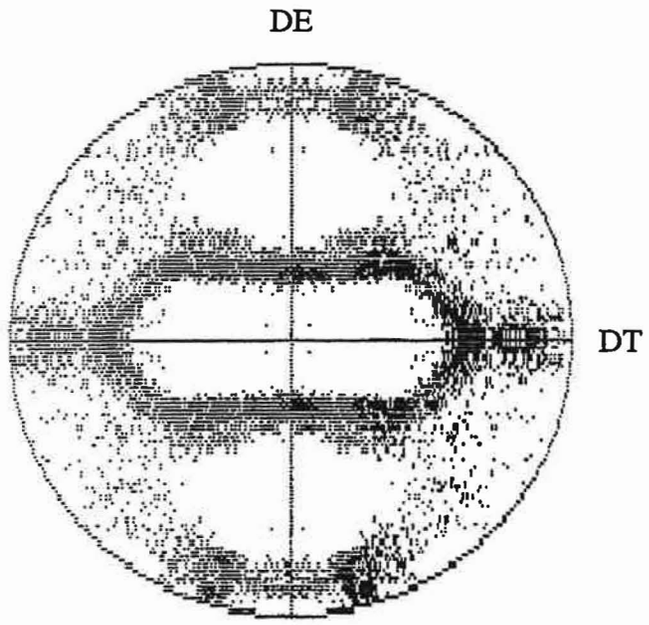


Figure V.17 : Figure de pôles {111} de l'alliage B extrudé à chaud (analyse EBSD sur le plan transverse).

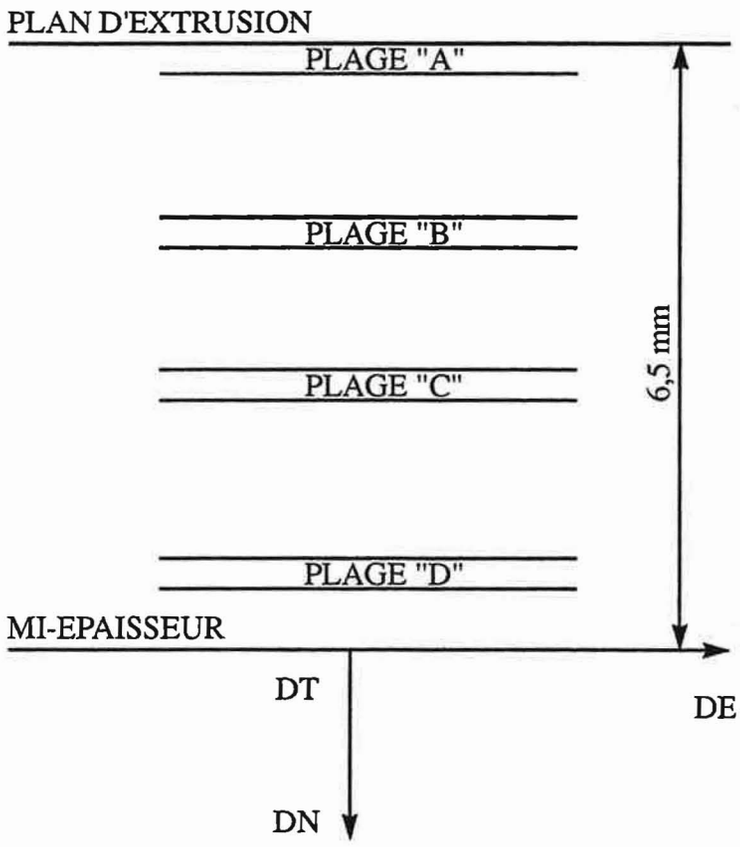
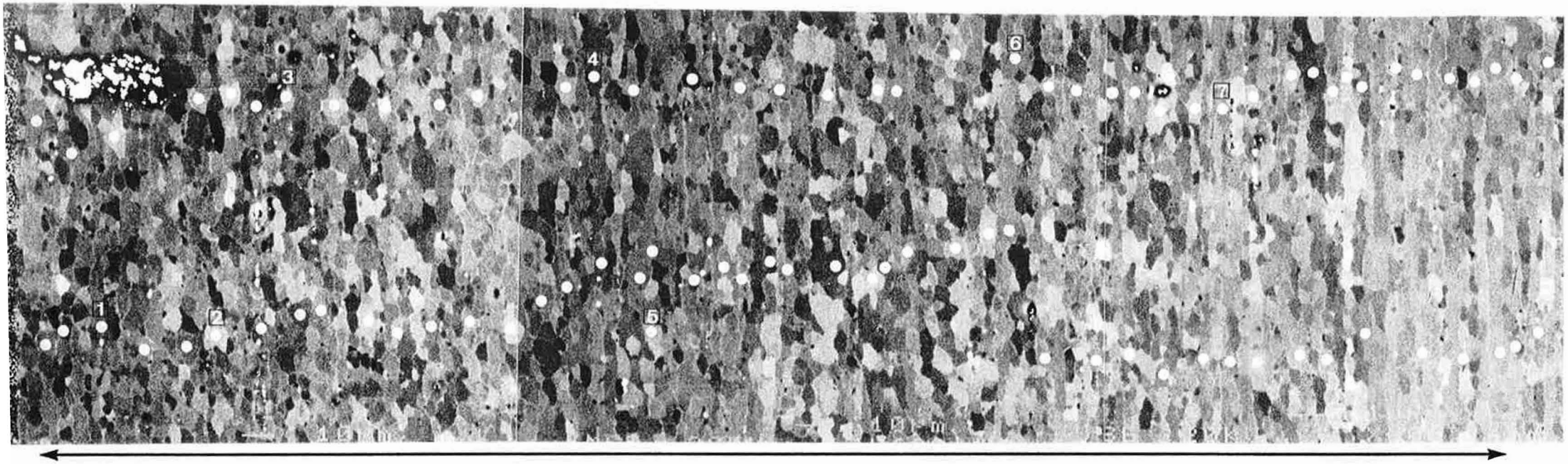
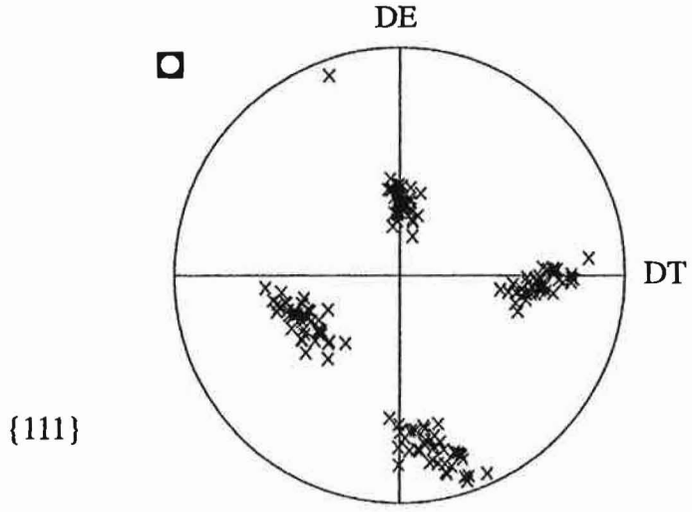
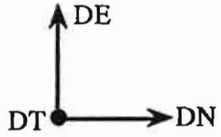


Figure V.18 : Schéma représentant quatre plages choisies pour l'analyse détaillée de l'alliage B (plan transverse).







PLAGE "A"

Figure V.19 : Plage "A" située près de la surface de l'échantillon B13 ($\varepsilon_{EXT} = 2,4$)

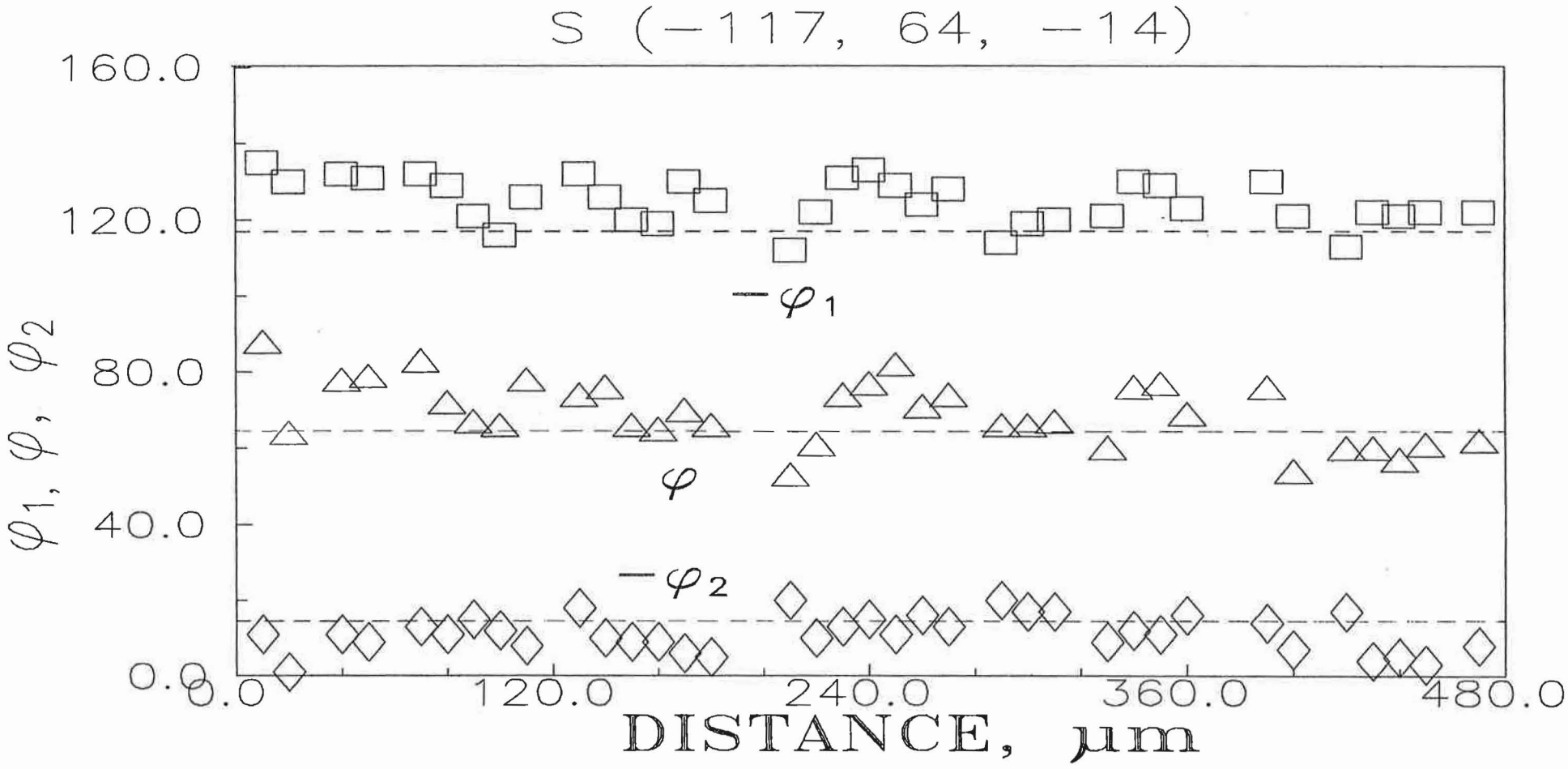


Figure V.20: Variation des angles d'Euler des sous-grains situés sur la ligne du bas de la micrographie présentée à la figure V.19.

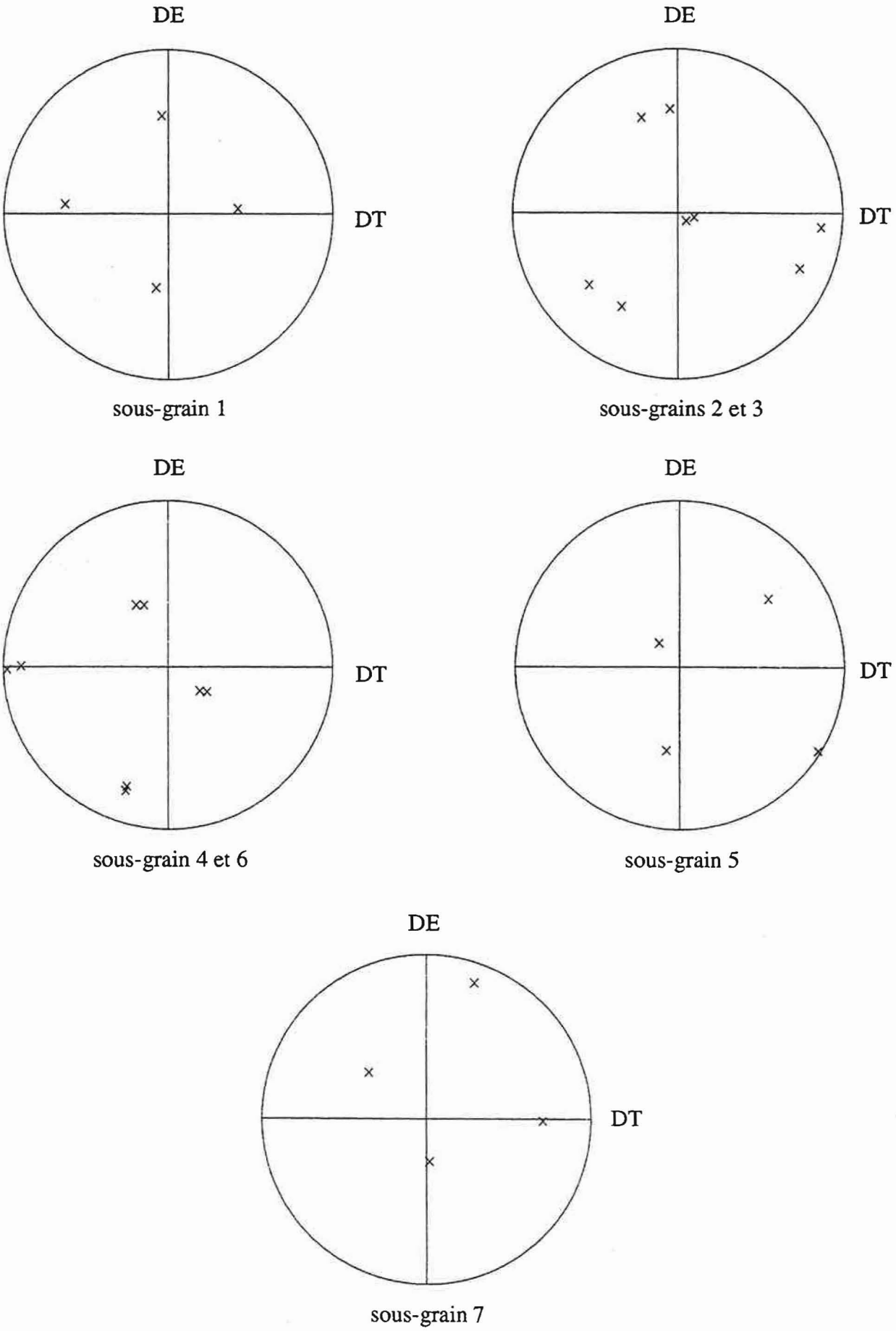
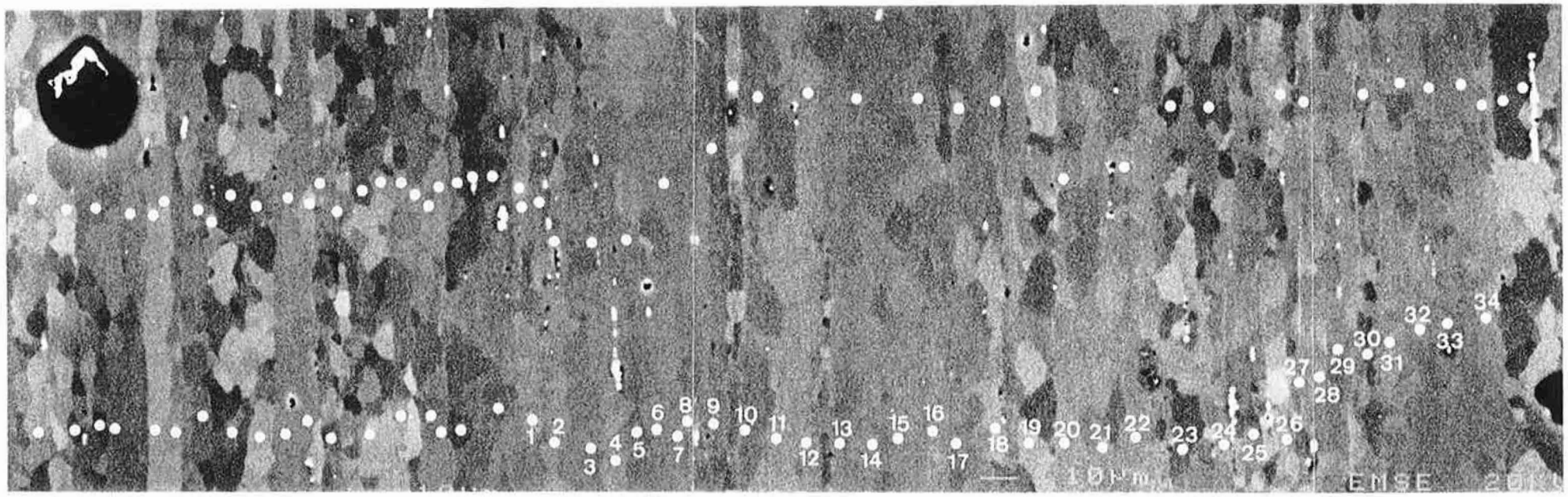
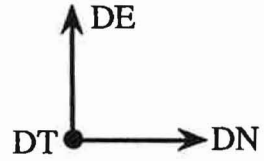


Figure V.21 : Figures de pôles {111} de quelques grains de la plage "A".



0,43 mm



PLAGE "B"

Figure V.22 : Analyse "grain par grain" de la plage "B". Echantillon B13 (ε_{EXT} = 2,4).
Plan d'extrusion.

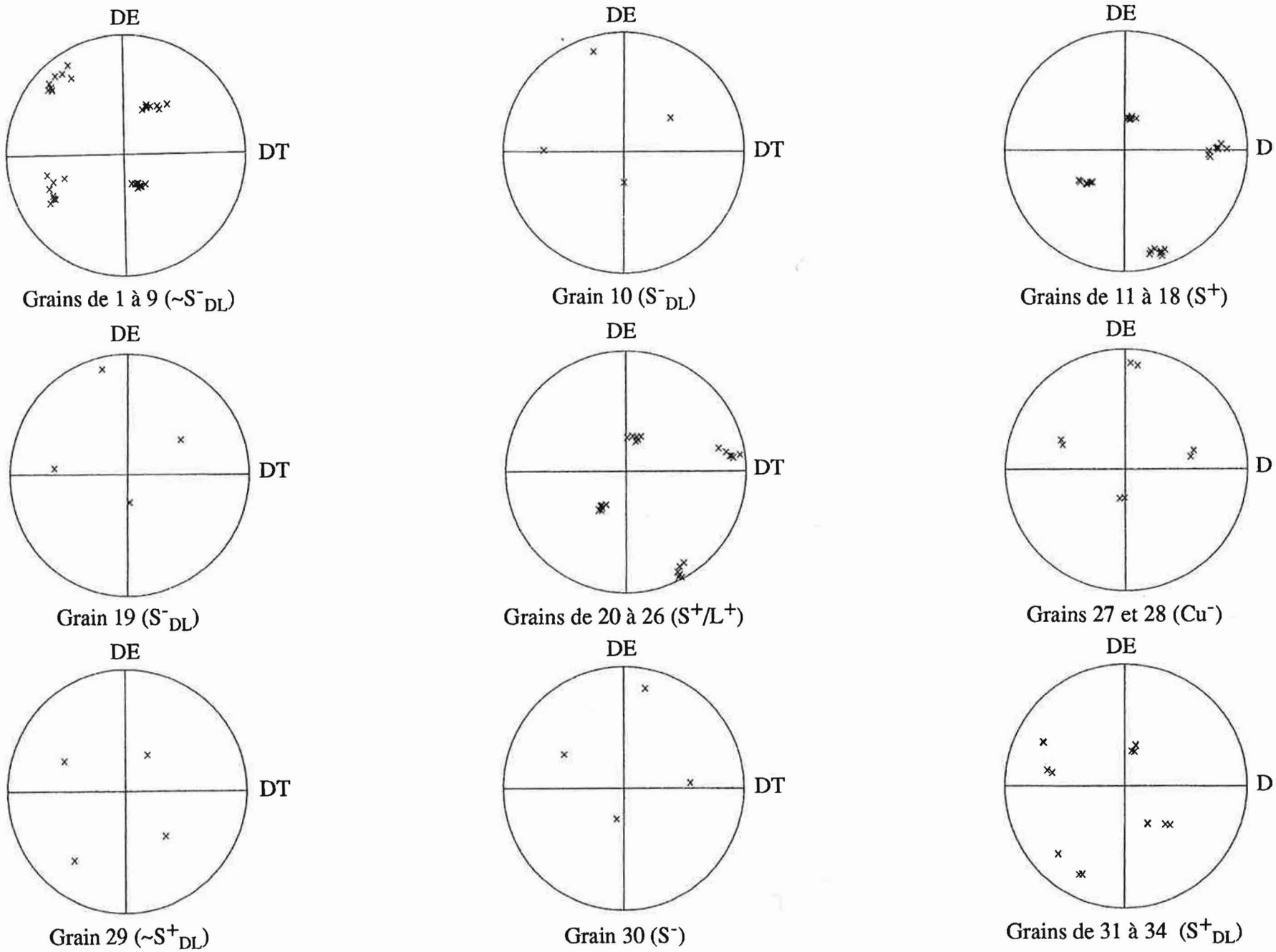
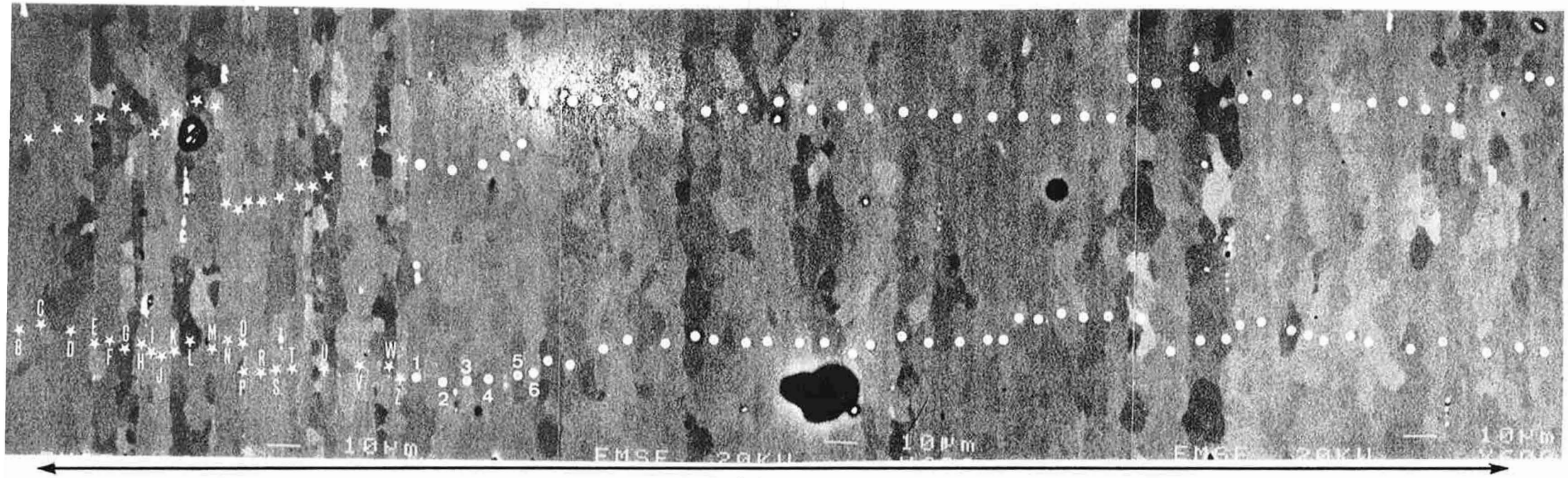
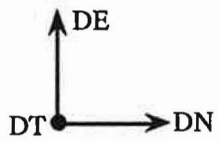


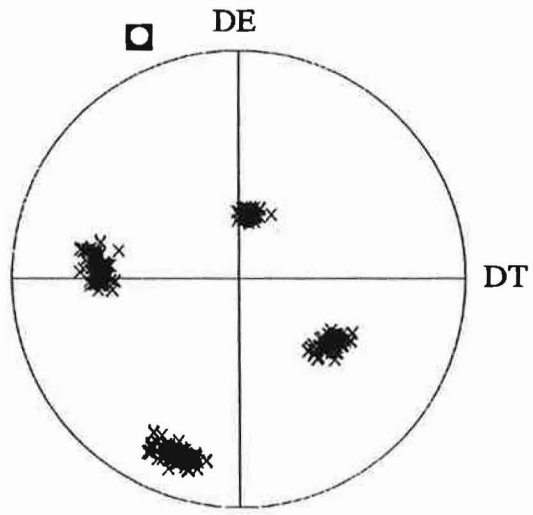
Figure V.23 : Figures de pôles {111} de sous grains de la plage "B".

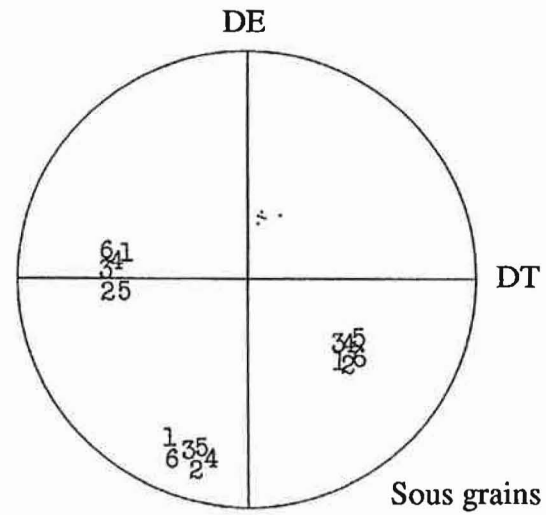


0,5 mm



PLAGE "C"





Sous grains : 1 à 6

Figure V.24 : Plage "C" du plan transverse de la tôle B avec un très grand grain d'orientation ~S.

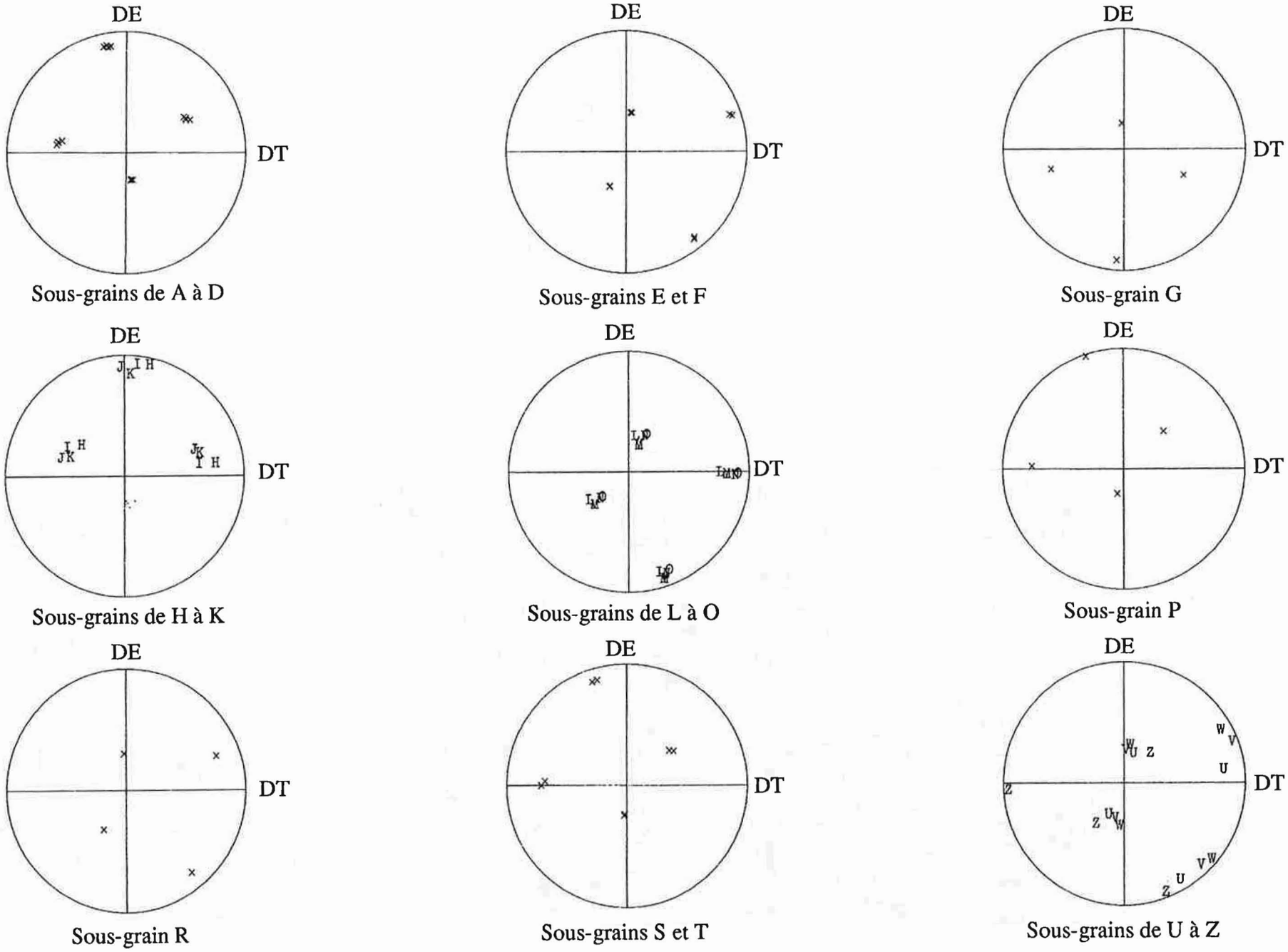


Figure V.25 : Figures de pôles {111} de sous grains de la plage "C".

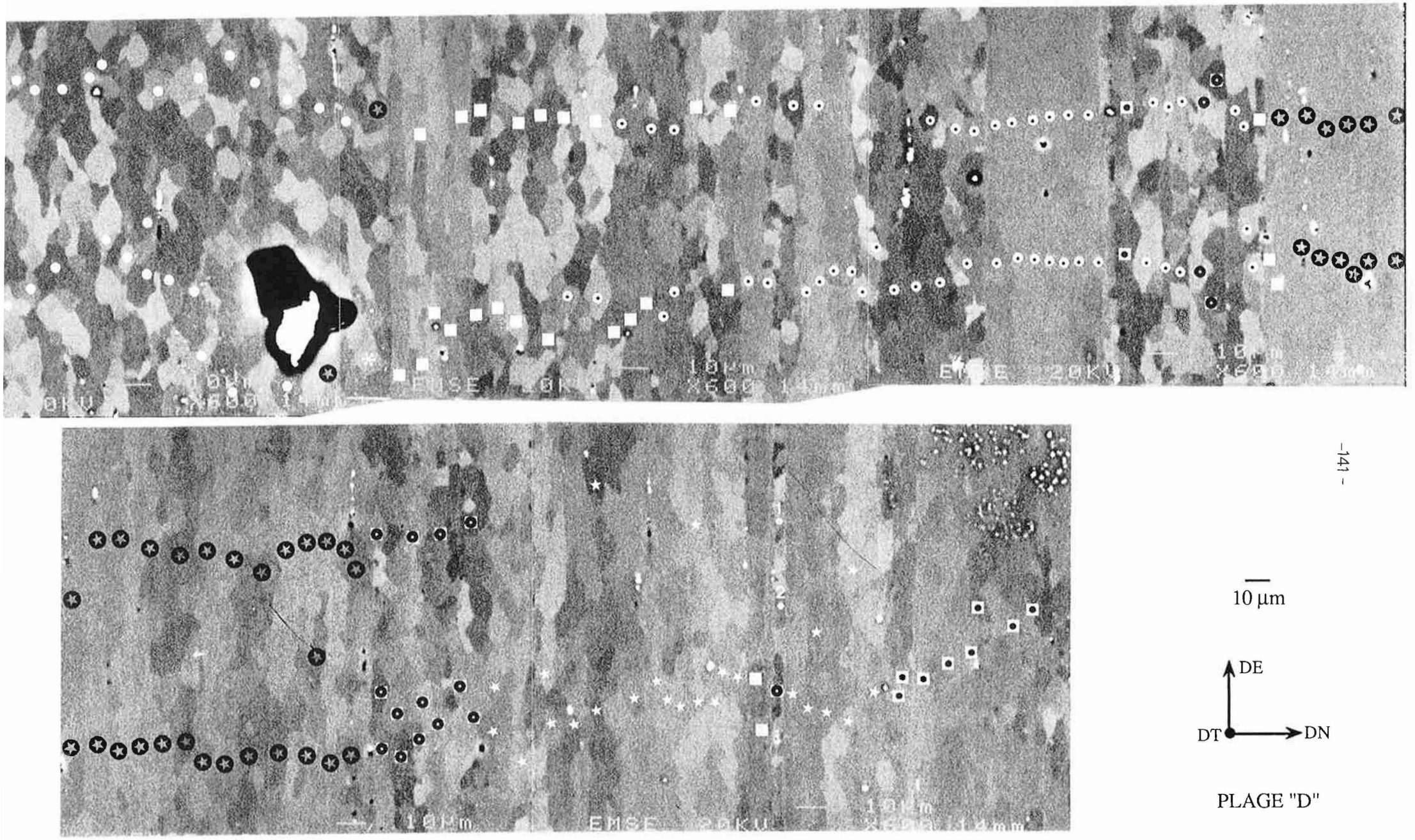


Figure V.26 : Plage "D" Située à mi-épaisseur (plan transverse) de la tôle de l'alliage B13 ($\varepsilon_{ext} = 2,4$)

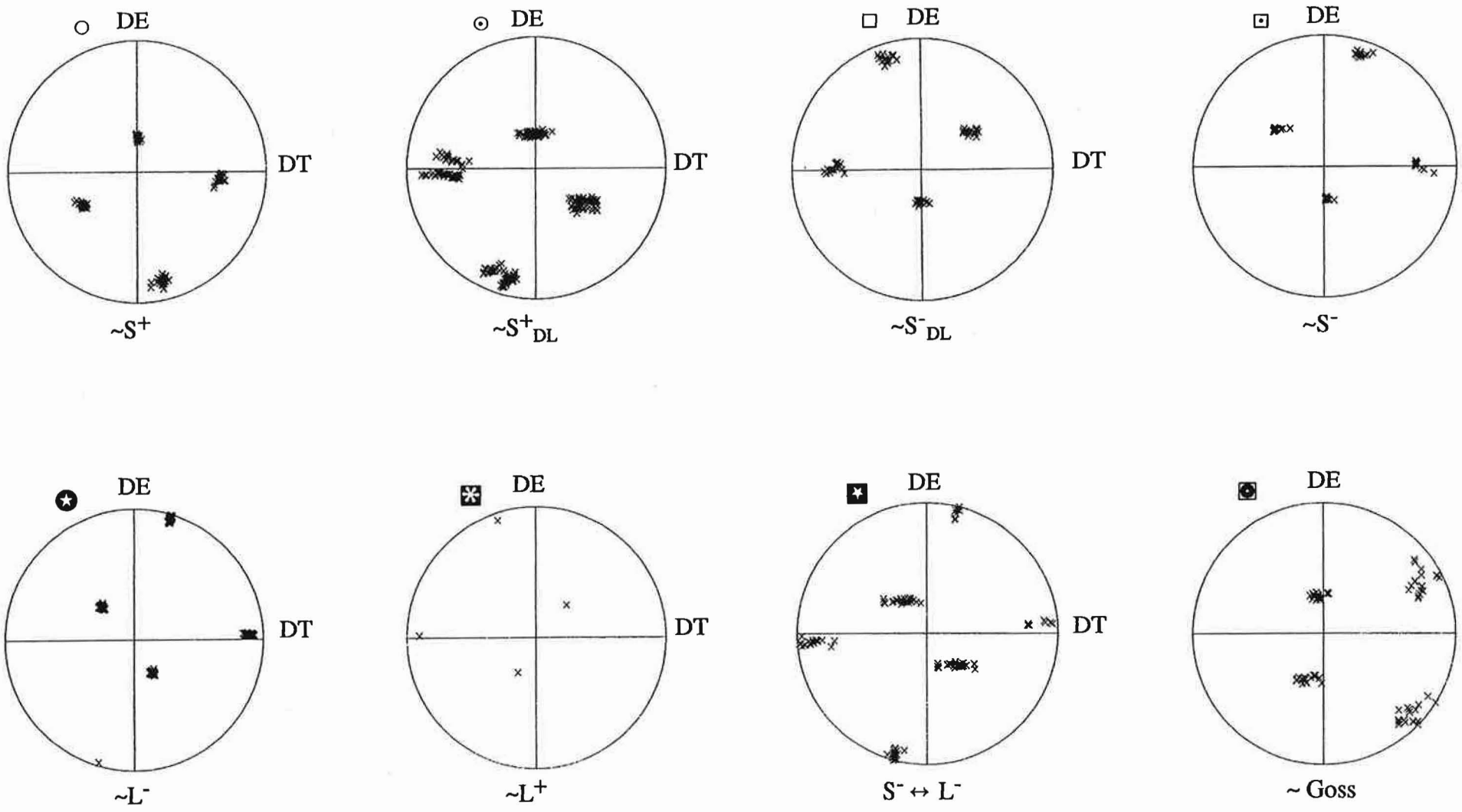


Figure V.27 : Figures de pôles {111} de sous grains de la plage "D". (Echantillon B13, plan transverse)

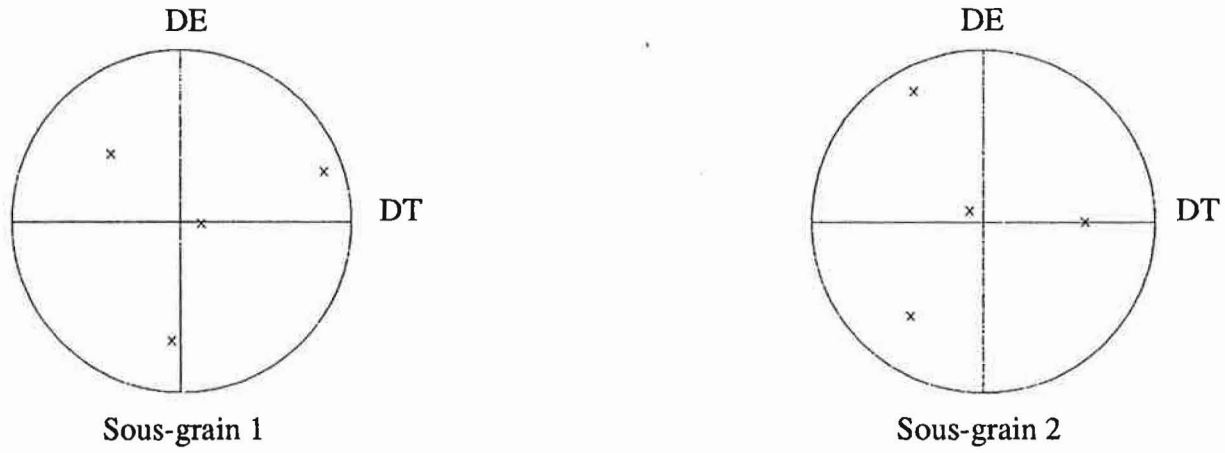


Figure V.28 : Figures de pôles {111} des sous grains 1 et 2 de la plage "D".

L'échantillon B4 (laminé à chaud à ε_{LC}=1.2)

Plan de laminage

Sur cette surface, nous avons analysé plus de 600 sous-grains sur trois plages de largeur totale d'environ 5.6 mm. L'une d'entre elles, large de 3.2 mm et comportant une vingtaine de grains, est présentée sur la figure V.29. Nous remarquons que la largeur de grains varie beaucoup (entre 50 µm et 800 µm). En partant de la gauche les premiers grains de cette plage forment une séquence d'orientation des deux variantes L, alternées et séparées par un grain d'orientation S^+_{DL}. Ensuite, nous trouvons six grains, occupant environ 30% de la surface analysée, d'orientation L^- ou d'orientation comprise entre L^- et S^+_{DL}. La figure de pôles {111} qui rassemble toutes ces orientations (S/L), montre très bien le passage entre l'orientation S et L (rotation autour DL). Il faut noter ici que l'analyse de la fraction volumique des principales composantes de la texture (calculée à partir des mesures d'ECP) indique une forte présence de grains d'orientation proche de L (≈18%). Nous découvrons également dans cette plage trois grains avec une dispersion d'orientation très importante autour de DN. La dernière partie de cette plage est constituée en majorité de grains d'orientation S ou proche de L.

Nous retrouvons toutes ces orientations sur une autre plage de largeur ≈0.6 mm présentée figure V.30. Les grains numéros 4 à 8 attirent l'attention par leur configuration: $\approx L^+$; L^-; S^+/Cu^+; L^+; L^-. Cette configuration, observée très souvent dans le cas des tôles laminées, montre que les couples de grains $\{L^+, L^-\}$ sont la plupart du temps entourés par des grains d'orientation S ou voisine de S. On trouve parfois d'autres orientations que S "accompagnant" cette configuration (voir les sous-grains 5 à 14 de la troisième plage présentée sur les figures V.31 et V.32). Cette fois les couples $\{L^+, L^-\}$ sont entourés soit par les grains d'orientation proche de {111}<112> (grains 5 et 9), soit par des grains d'orientation aléatoire (grain 10) ou proche du Cu^+ (grains 14). Les premiers grains de cette plage ont également une orientation dispersée autour de la composante L, sauf les grains 3 et 4-figures V.31 et V.32.

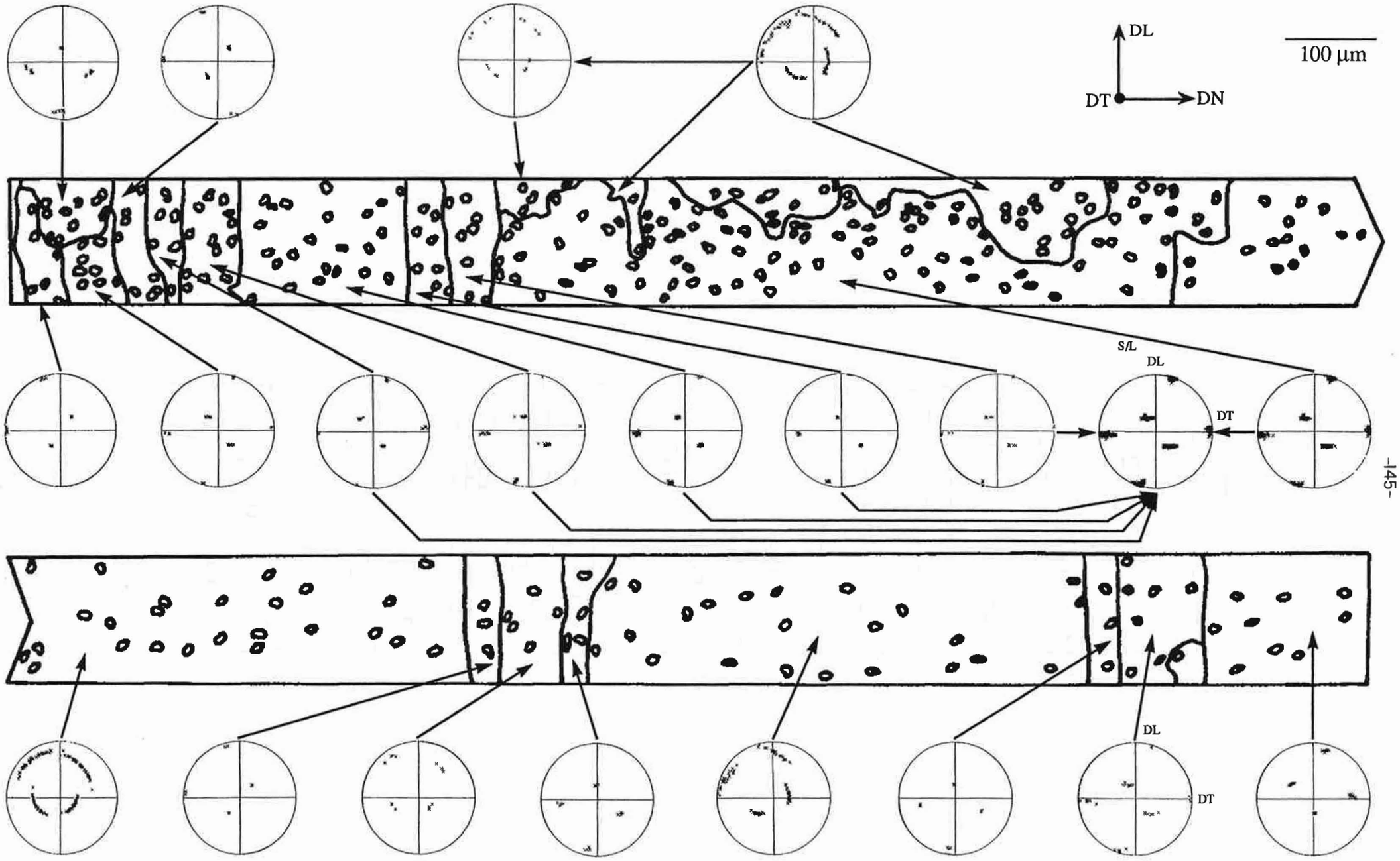


Figure V29 : Plage de largeur environ 3,2 mm située sur le plan de laminage de la tôle B4 (ε_{LC} = 1,2).

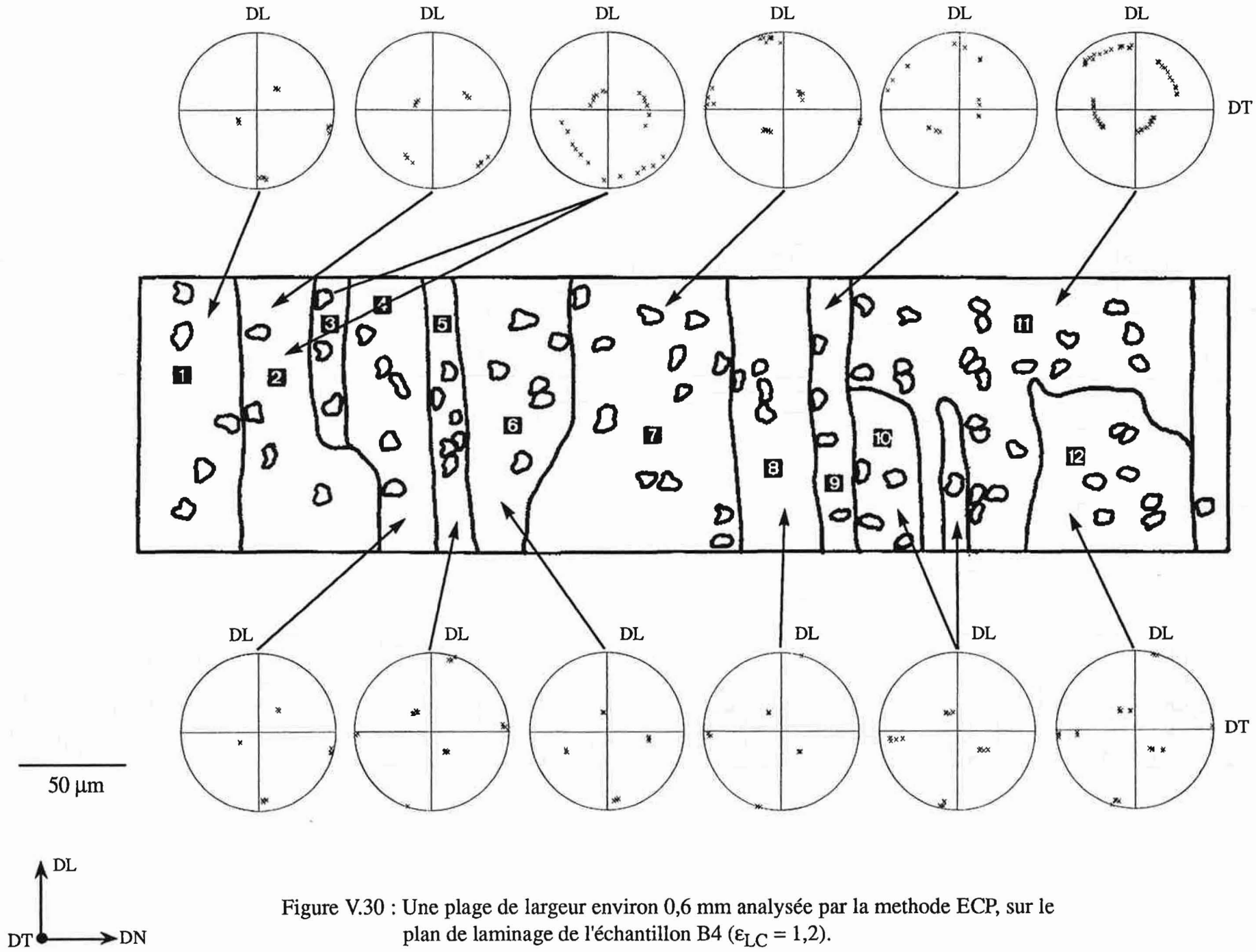


Figure V.30 : Une plage de largeur environ 0,6 mm analysée par la methode ECP, sur le plan de laminage de l'échantillon B4 (ε_{LC} = 1,2).

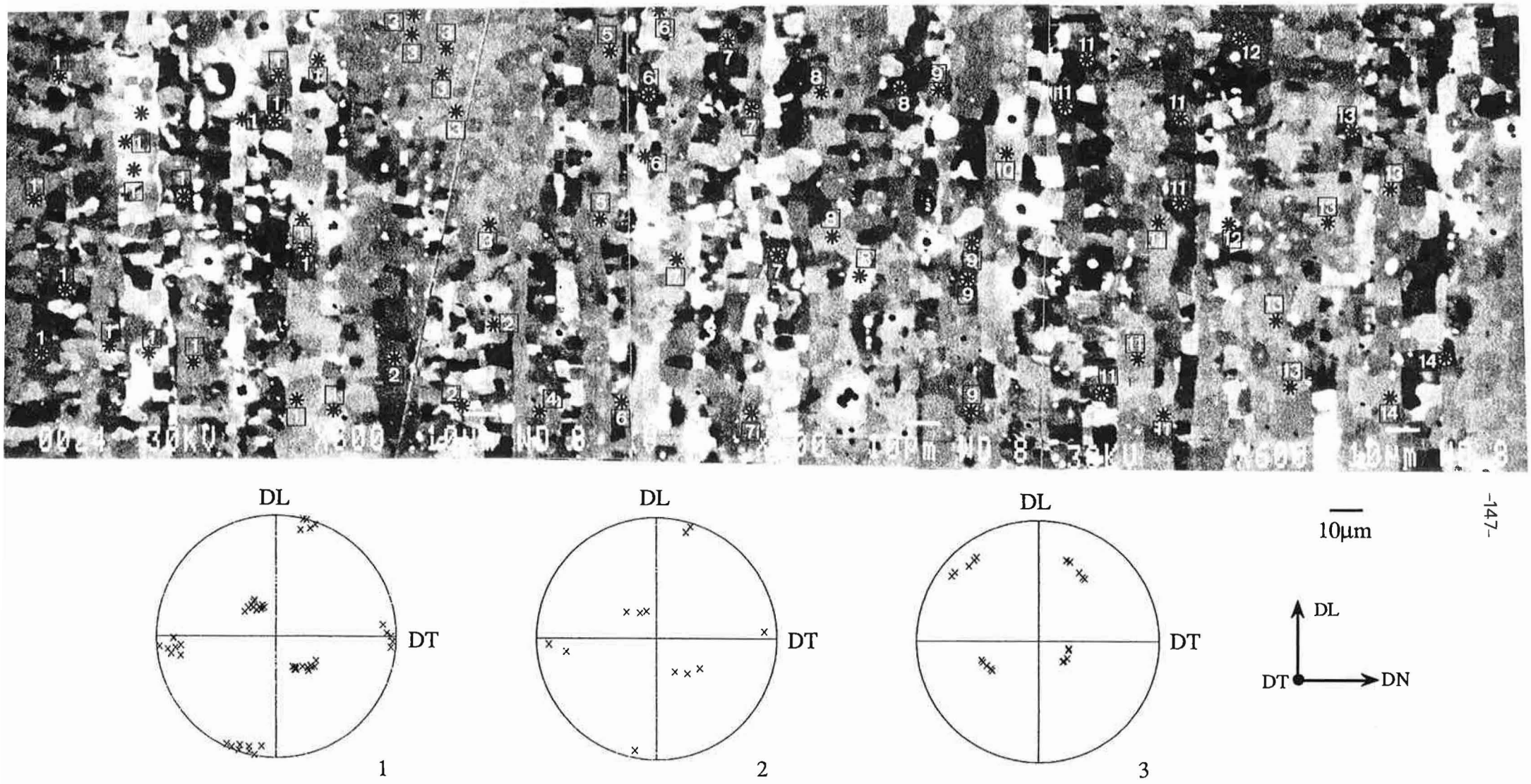


Figure V.31 : Plage du plan de laminage de l'alliage B4 (ε_{LC} = 1,2) avec des figures de pôles {111} des sous-grains 1, 2 et 3.

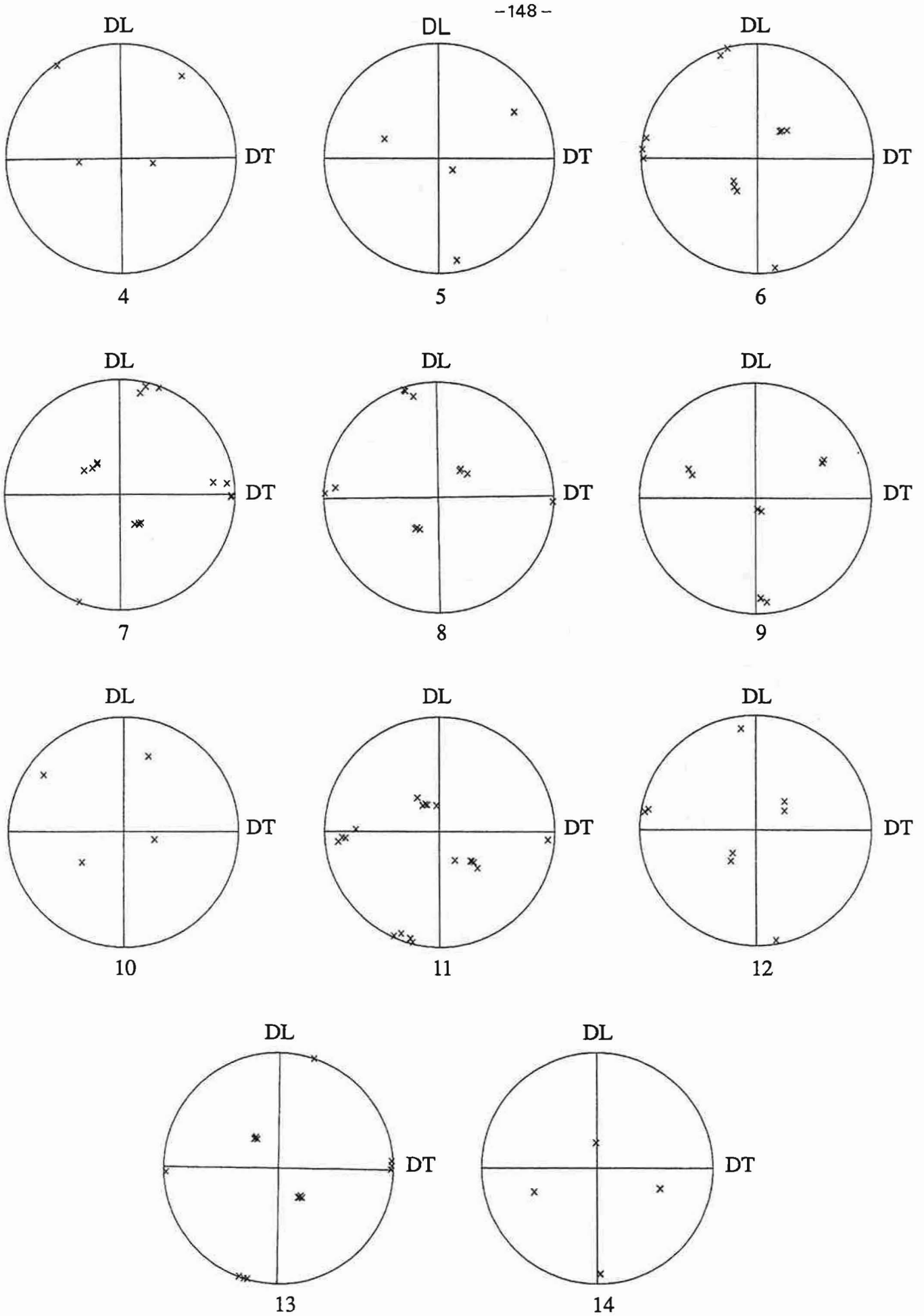


Figure V.32 : Figures de pôles {111} des grains de la plage présentée sur la figure précédente.

Plan transverse

Nous avons analysé tous les grains sur une "ligne" entre la surface et la mi-épaisseur (2 mm, 720 sous-grains). La "texture" globale de cette plage, ainsi que celle obtenu par les mesures de RX, sont présentées sur la figure V.33.

La figure V.34 montre schématiquement toute la plage analysée. Nous y trouvons tout d'abord une forte présence de la composante S dans ses deux variantes S^-_{DL} et S^+_{DL} , mais également une composante L (L^+, L^-), une composante Goss et quelques grains d'orientation située entre Goss et Cube (≈Cube)-figure V.34. Nous remarquons qu'entre la surface de l'échantillon et le quart de l'épaisseur, nous avons deux types d'orientation: S^+ et L^- qui dominent sur cette partie de la tôle-figure V.34. Près de la mi-épaisseur on retrouve les deux variantes de la composante S et L (en général opposée à celles de la prémière partie) et également les composantes Goss et ≈Cube.

Une autre plage de ce plan est présentée sur la figure V.35. Les sous-grains 1 à 7 tournent autour de l'orientation Cu d'une manière légèrement dispersée. Par contre, les six sous-grains suivants passent de l'orientation Cu^+ à l'orientation S^+ de façon "continue" et ils ont des orientations symétriques (par rotation DT) par rapport aux sept premiers. Le même type de gradient d'orientation, séparé par un grain très étroit d'orientation proche de L^- , est montré par les sous-grains 15 à 21 (cette fois-ci avec une rotation S^+ vers Cu^+ mais toujours de façon continue). Les 22 derniers sous-grains de cette plage forment une composante S^-_{DL}.

Plus près de la surface de la tôle, nous ne retrouvons qu'une seule variante de l'orientation S. Une plage de 0.3 mm est présentée figures V.36 et V.37. Les grains portant les numéros pairs présentent des gradients d'orientation entre S^+ et Cu^+. Ces grains sont séparés par des grains d'orientation L à deux exception près: les grains 5 et 7. Ceux-là sont des sous-grains d'orientation S^+_{DL}. Le sous-grains indicés 7 montrent une rotation de Goss vers L-figures V.36 et V.37. Ce type de configuration domine toute la partie entre la surface et le quart de l'épaisseur de la tôle. Sur toute la plage analysée (figure V.34), nous n'avons observé que quelques grains d'orientation Goss/L.

Il nous semble que cette dernière configuration, souvent présente dans la tôle extrudée, n'est plus prédominante après une forte déformation plastique. On observe alors des rotations de grains le long de la fibre β.

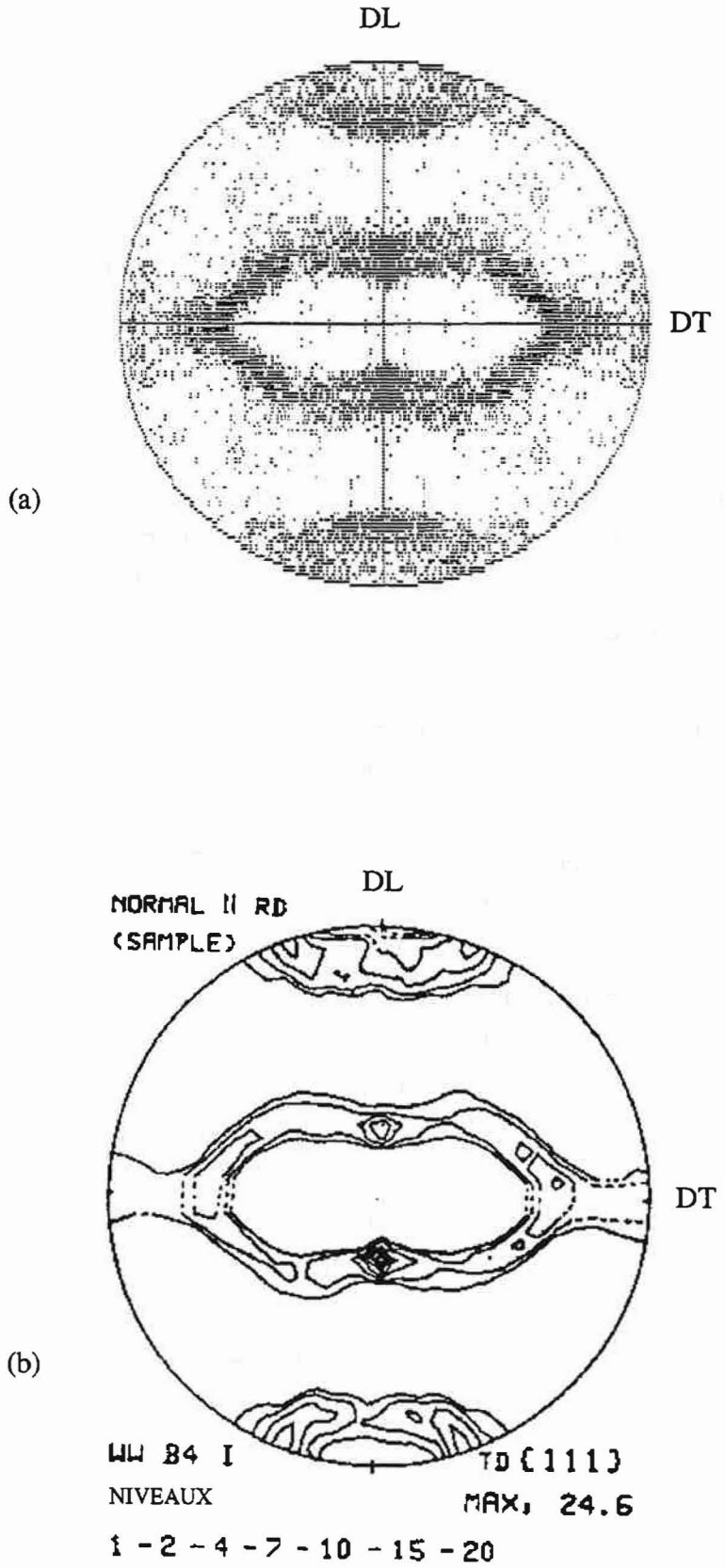


Figure V.33 : Figures de pôles {111} de l'alliage B laminé à chaud jusqu'à une épaisseur de 4 mm : analyse ECP (a) et RX (b).

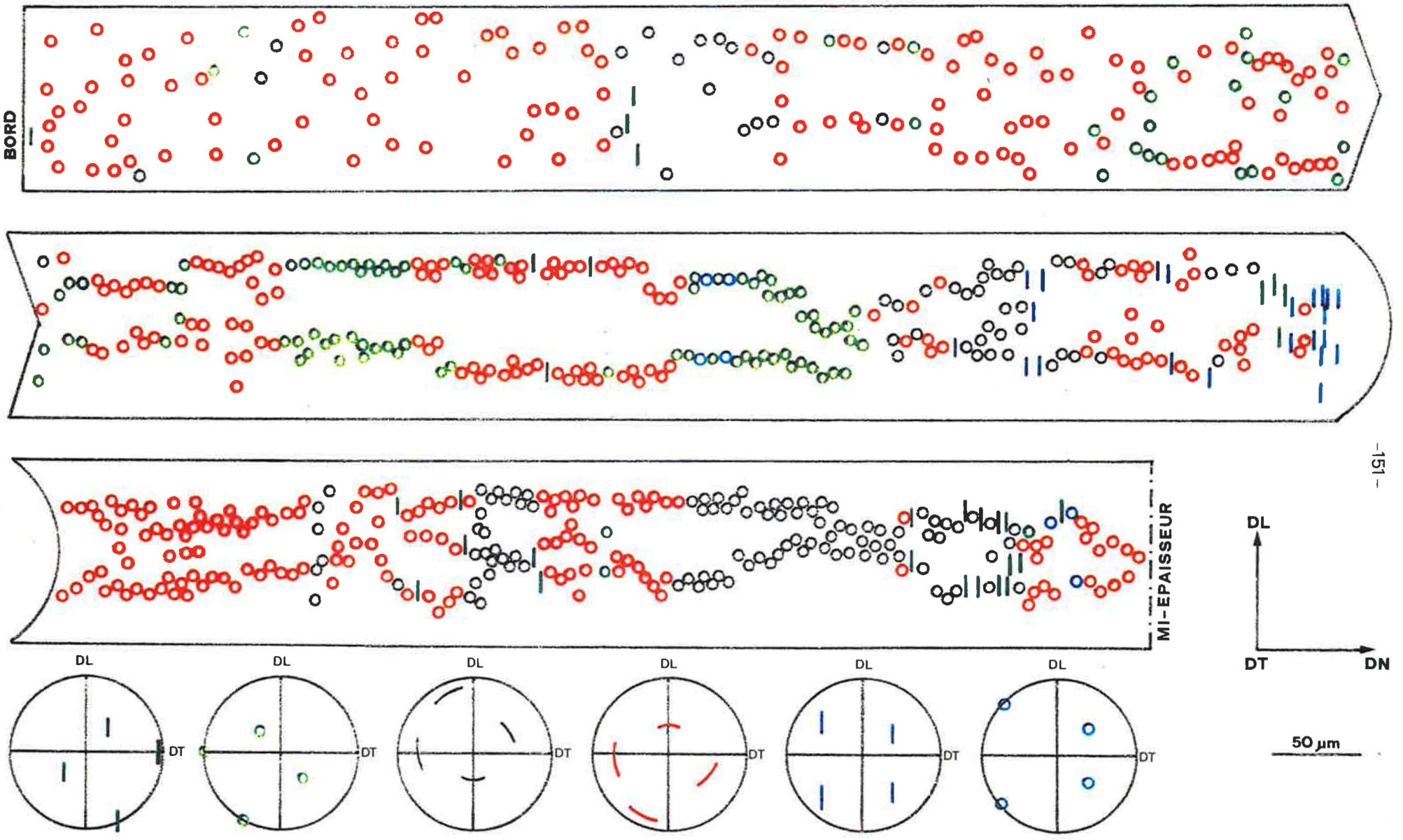
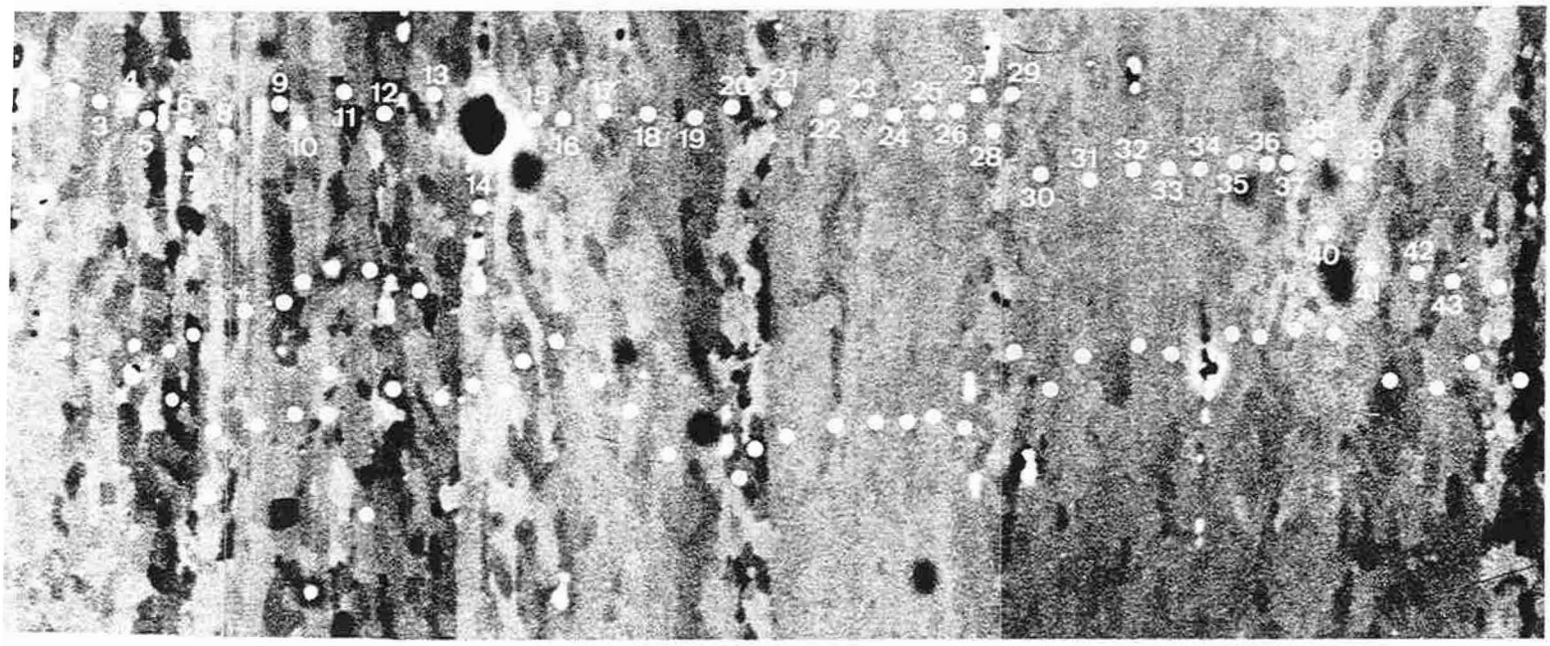


Figure V.34: Représentation schématique d'analyse EBSD de l'alliage B4 (ε_{LC}=1.2) sur le plan transverse.



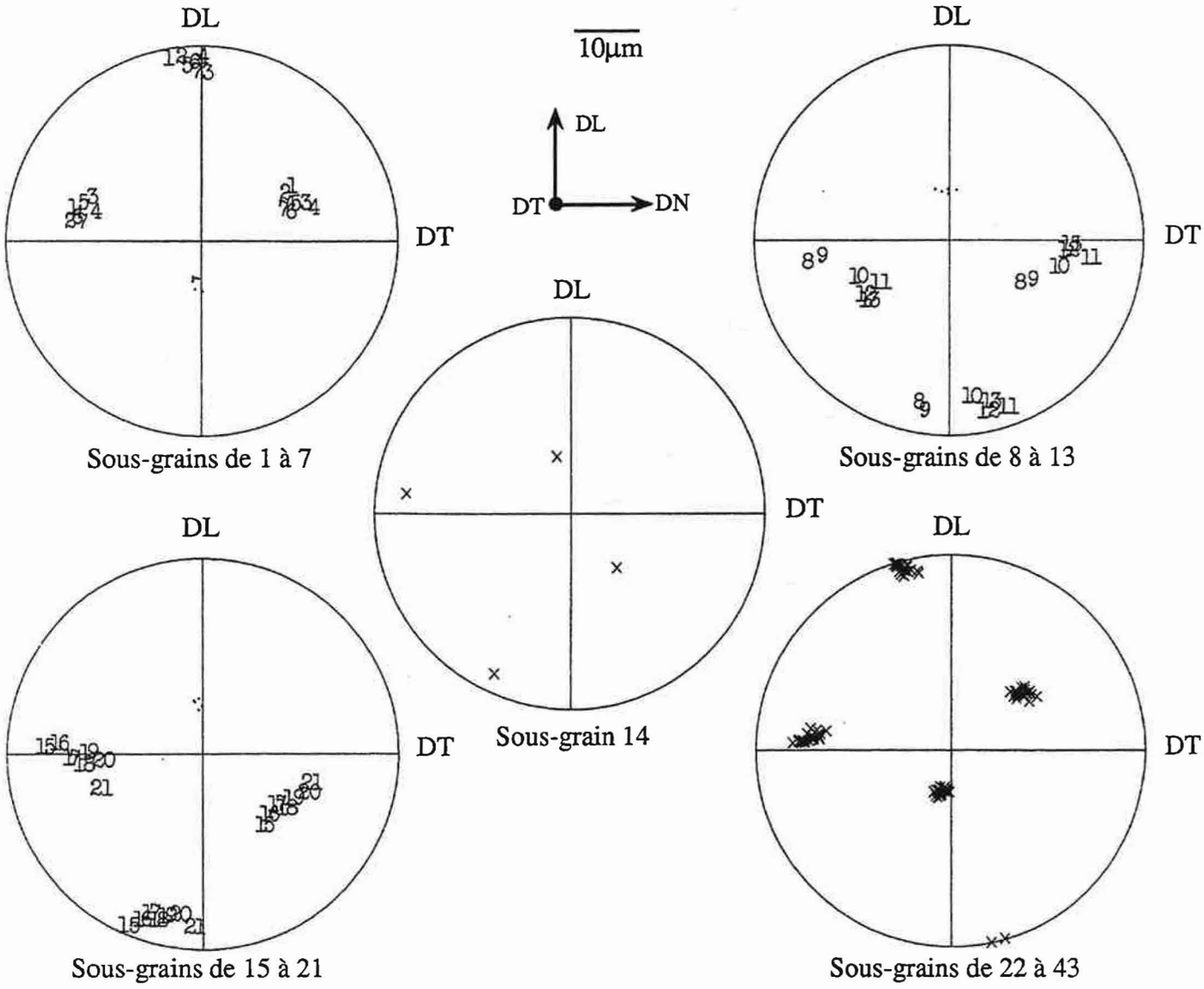


Figure V.35 : Analyse "grain par grain" d'une plage située sur le plan transverse de l'alliage B4.

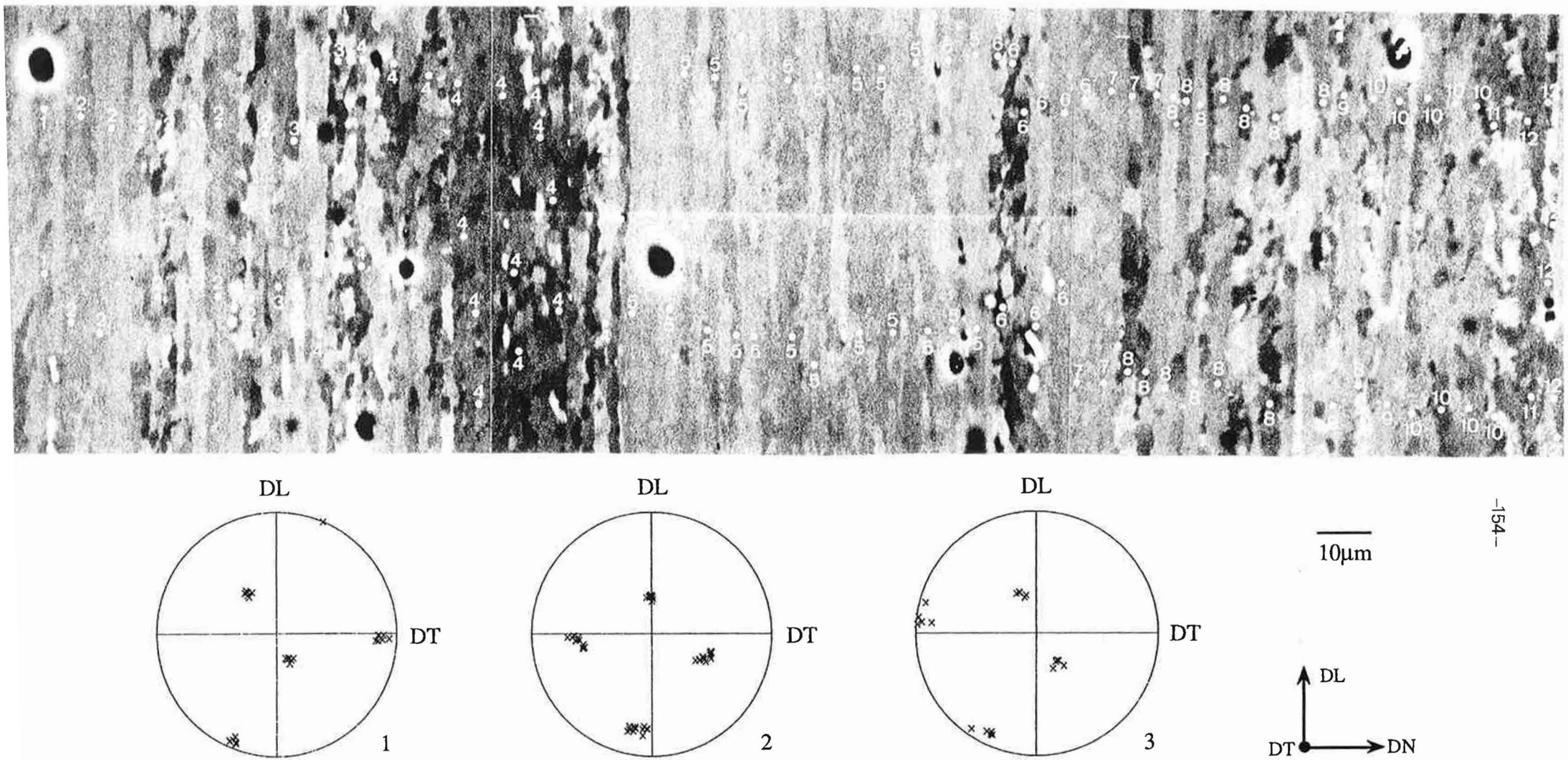


Figure V.36 : Plage de hauteur ~ 0,3 mm de l'alliage B4 (plan transverse).

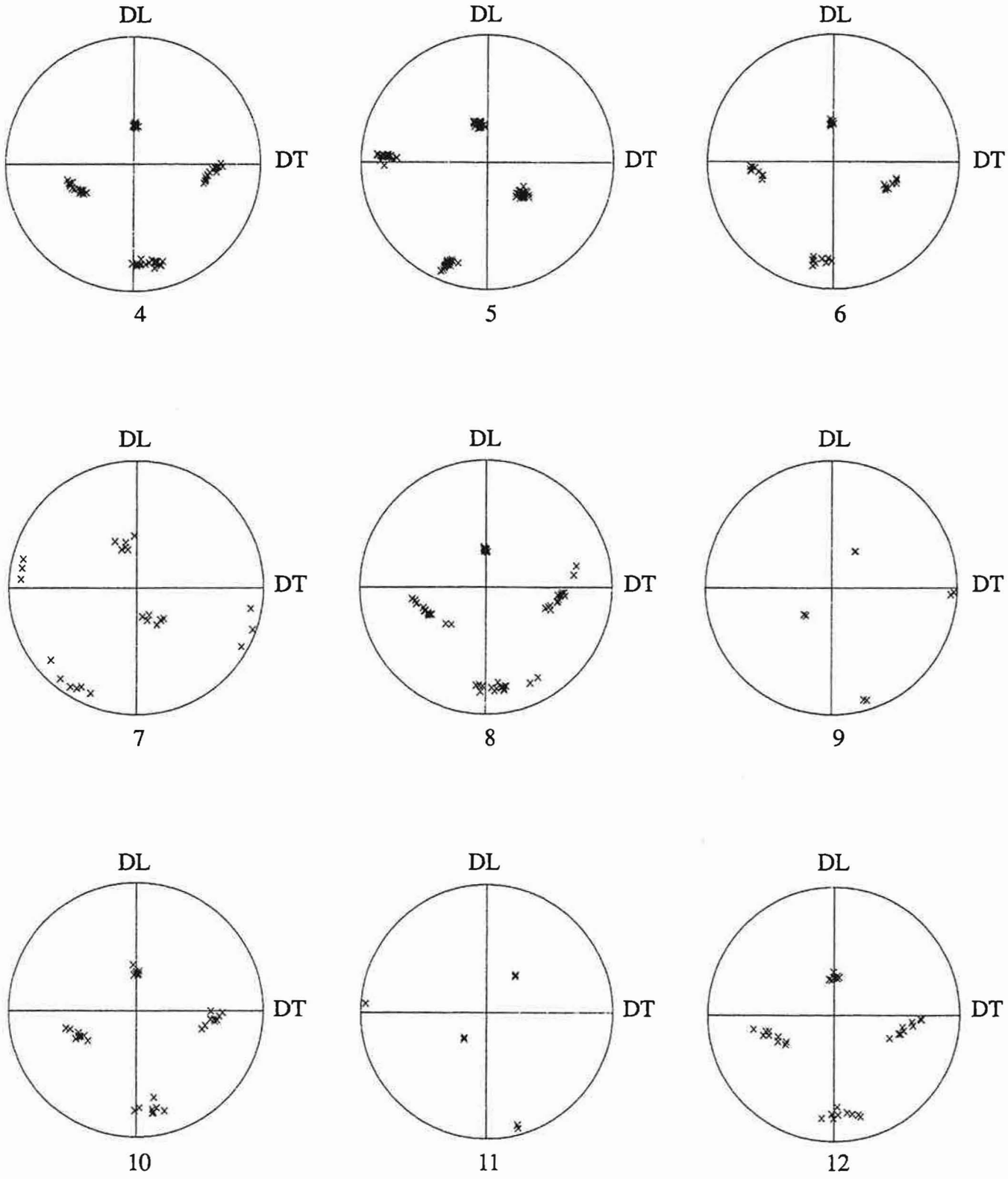


Figure V.37 : Figures de pôles {111} des grains de la plage précedente (figure V.36).

Résumé

Après le laminage à chaud à ε_{LC}=1.2 cet alliage montre toujours un gradient de la texture sur le plan transverse. Nous découvrons, tout près de la mi-épaisseur de la tôle, quelques grains d'orientation proche de rot. Cube. Nous constatons également sur ce plan de la tôle l'absence de paires de grains L^+, L^- mais on en trouve dans le plan de laminage. Les rotations cristallines des sous-grains se produisent en général de façon continue le long de la fibre β Sur le plan transverse de l'échantillon, on constate une structure de "sandwich" de grains: épais (d'orientation entre Cu et S)-minces (L ou entre L et Goss).

L'échantillon B1 (laminé à chaud à ε_{LC}=2.5)

Cet échantillon a été examiné uniquement sur le plan transverse mais cette fois à travers toute l'épaisseur (environ 550 sous-grains analysés-figure V.38). La figure de pôles {111} obtenu par cette analyse coïncide bien avec celle des RX-figure V.39.

Notons qu'après ce taux de déformation il est difficile à distinguer les joints de grains malgré parfois des différences significatives entre les orientations des grains.

Nous remarquons une asymétrie de la "texture" entre les deux moitiés de la tôle. La partie supérieure est constituée, en majorité, de grains d'orientation S^-_{DL} ou S^-_{DL}/Cu^-. Nous y trouvons également un grain d'orientation rot. Cube (≈(025)<100>), situé près de la surface, et sporadiquement quelques grains d'orientation S^+_{DL} et d'orientation L (surtout L^+). Sur l'autre moitié de l'épaisseur, nous trouvons les deux variantes de la composante S (S^-_{DL}; S^+_{DL}) et la composante L. Les grains, relativement nombreux, appartenant à cette composante L sont entourés de grains d'orientation S^-_{DL} (ou S^-_{DL}/Cu^-) ou d'orientation $\approx S^+_{DL}$, indifféramment-figure V.38.

En général, dans cette échantillon, nous n'observons pratiquement que des rotations de grains le long de la fibre β (nous n'avons trouvé aucune trace de l'orientation Goss, même dispersée vers L). Le nombre important de grains d'orientation S^+_{DL} et S^-_{DL} observé, montre que ces deux variantes de S sont stables même pour des taux de laminage élevés. Nous trouvons également quelques grains dont la configuration est $S^-/Cu^-/S^-_{DL}$. On n'observe pas de configuration de voisinage de type S^-, S^-_{DL} (ou S^+, S^+_{DL}) sans la présence de grains intermédiaires d'orientation Cu.

Les orientations des grains 1, 2, 3 de la plage présentée sur les figures V.40 et V.41 montrent très bien la configuration $S^-/Cu^-/S^-_{DL}$. Entre ces grains nous avons quelques grains isolés d'orientation proches de L (L^+, L^-), de S (S^+, S^+_{DL}) et du Cu^+ (figure V.41). Nous avons aussi analysé, sur la même plage, l'orientation d'une quinzaine de sous-grains (figure V.40) pour déterminer leur sens de rotation. Les sous-grains marqués par les lettres A, B et C tournent de l'orientation proche de Cu^- vers S^-. Puis les cinq suivantes (de D à H) montre une rotation, de façon continue, de l'orientation S^-_{DL} (en passant par celle du Cu^-) vers S^-. Juste à côté, nous trouvons deux sous-grains d'orientation S^+(I, J) suivis par un sous-grains d'orientation Cu^- et un autre proche de $\approx L^+$. Une rotation continue de l'orientation S^- vers Cu^- est visible sur les quatre derniers sous-grains (K, M, N, O)-figure V.40. C'est le caractère continu de la rotation (autour du pôle <111> près de DN) qui est remarquable.

Les figures V.42 et V.43 montrent une plage de largeur d'environ 0.2 mm choisie dans la partie de la tôle proche de la mi-épaisseur, là où nous avons une forte présence de grains

d'orientation L. Ces grains sont séparés par d'autres d'orientation S (ou S/Cu)-voir par exemple les grains de 15 à 21.
Nous trouvons parfois des grains voisins L^+, L^- qui eux sont aussi entourés par les grains d'orientation S^- (S^-_{DL}/Cu^-)-grains de 7 à 10 sur les figures V.42 et V.43.
On observe également sur cette plage une rotation de la composante S vers deux orientation voisines sur la fibre β: L (sous-grains 2) et Cu (sous-grains 4, 7 et 12)-figures V.42 et V.43.

Résumé

L'analyse de la microtexture effectuée à travers de l'épaisseur de la tôle déformée à ε_{LC}=2.5, nous permet de constater:
- une asymétrie de la "texture" entre les deux moitiés de l'épaisseur de la tôle
- une présence de grains d'orientation rot. Cube près de la surface
- que la quasi-totalité des grains ont une orientation située sur la fibre β. On ne trouve pas de grains d'orientation Goss ou G/L
- une absence de grains du type S^-, S^-_{DL} (S^+, S^+_{DL}) sans grains intermédiaires d'orientation Cu.
- que le passage S/Cu/S s'effectue de façon continue
- une faible présence des grains voisins L^+, L^-.

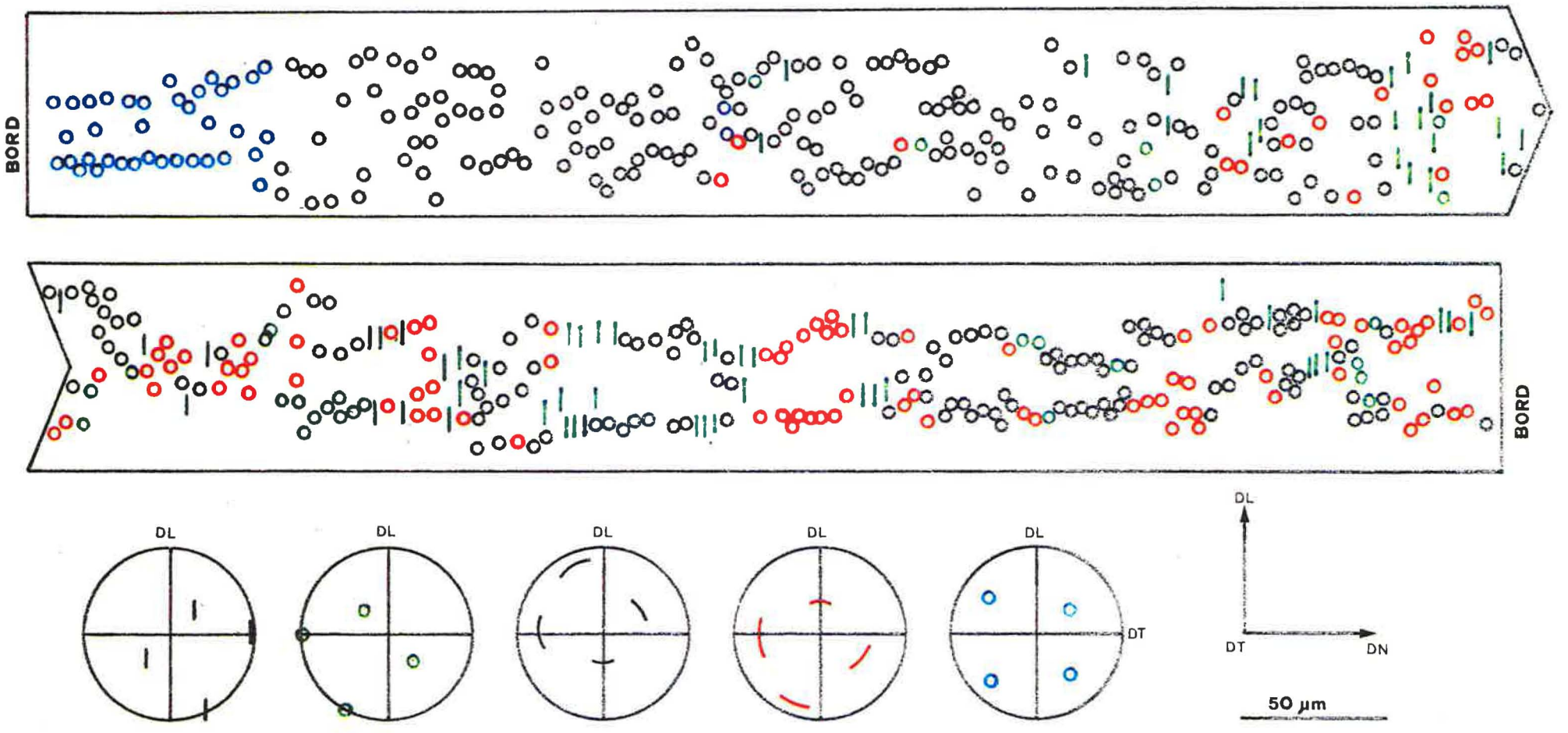


Figure V.38: Présentation schématique d'analyse EBSD sur le plan transverse de l'alliage B1 (ε_{LC}=2.5).

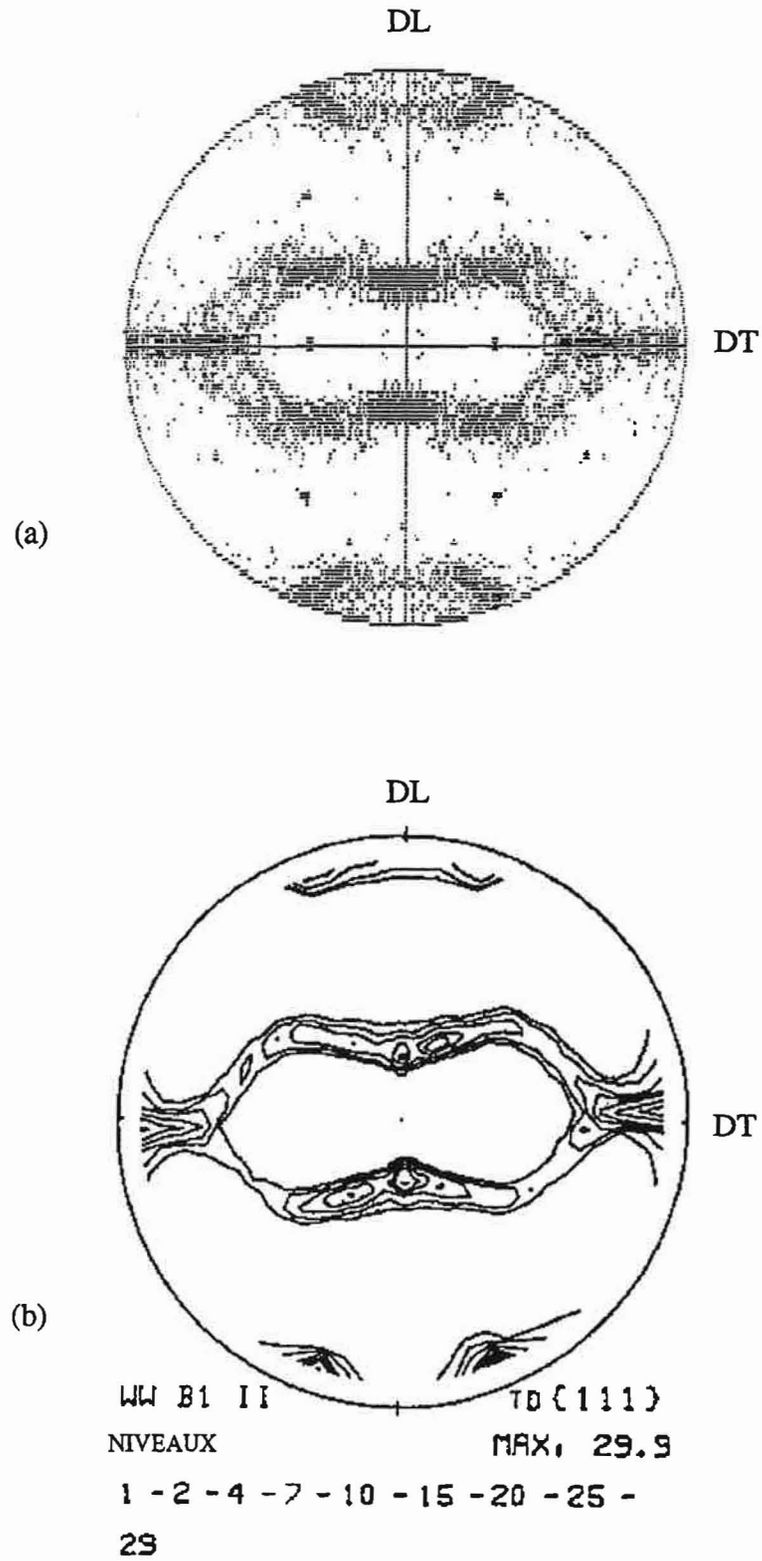
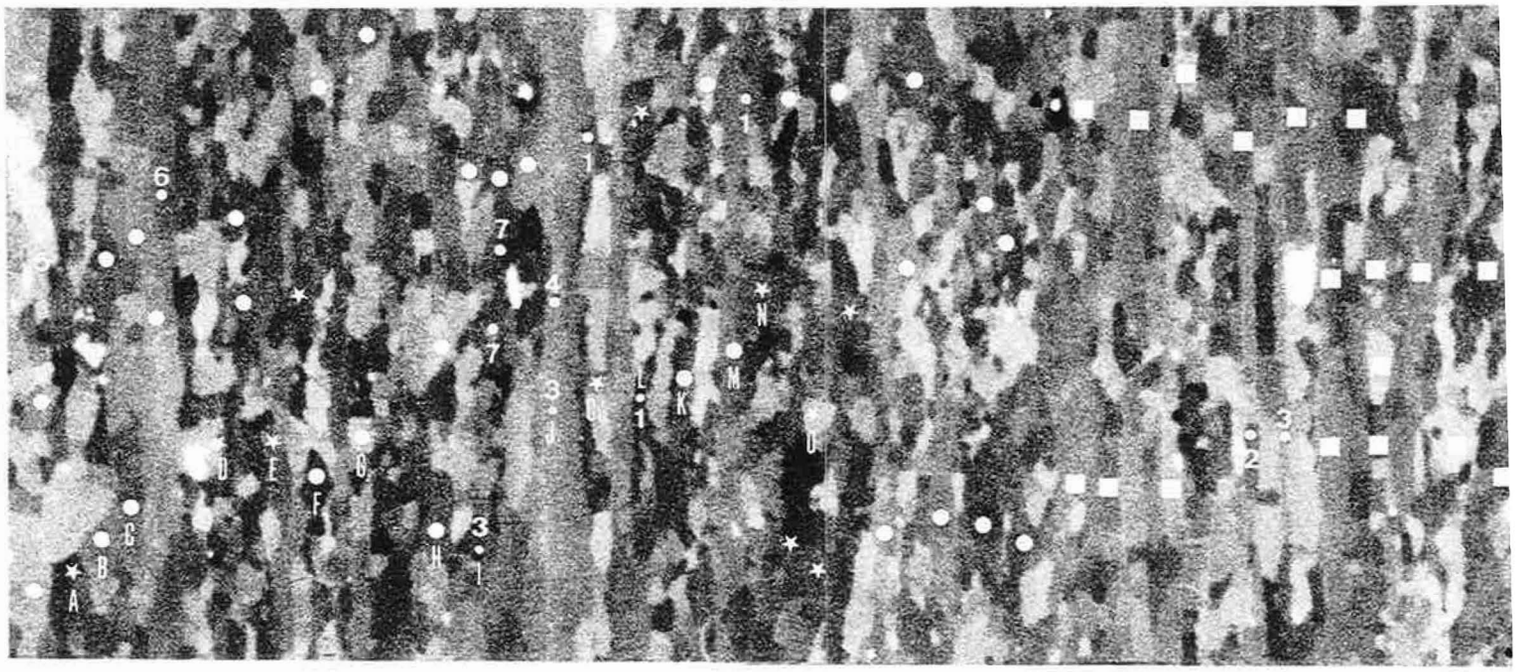


Figure V.39 : Figures de pôles {111} de l'alliage B1 : analyse EBSD (a) et RX (b).



10µm

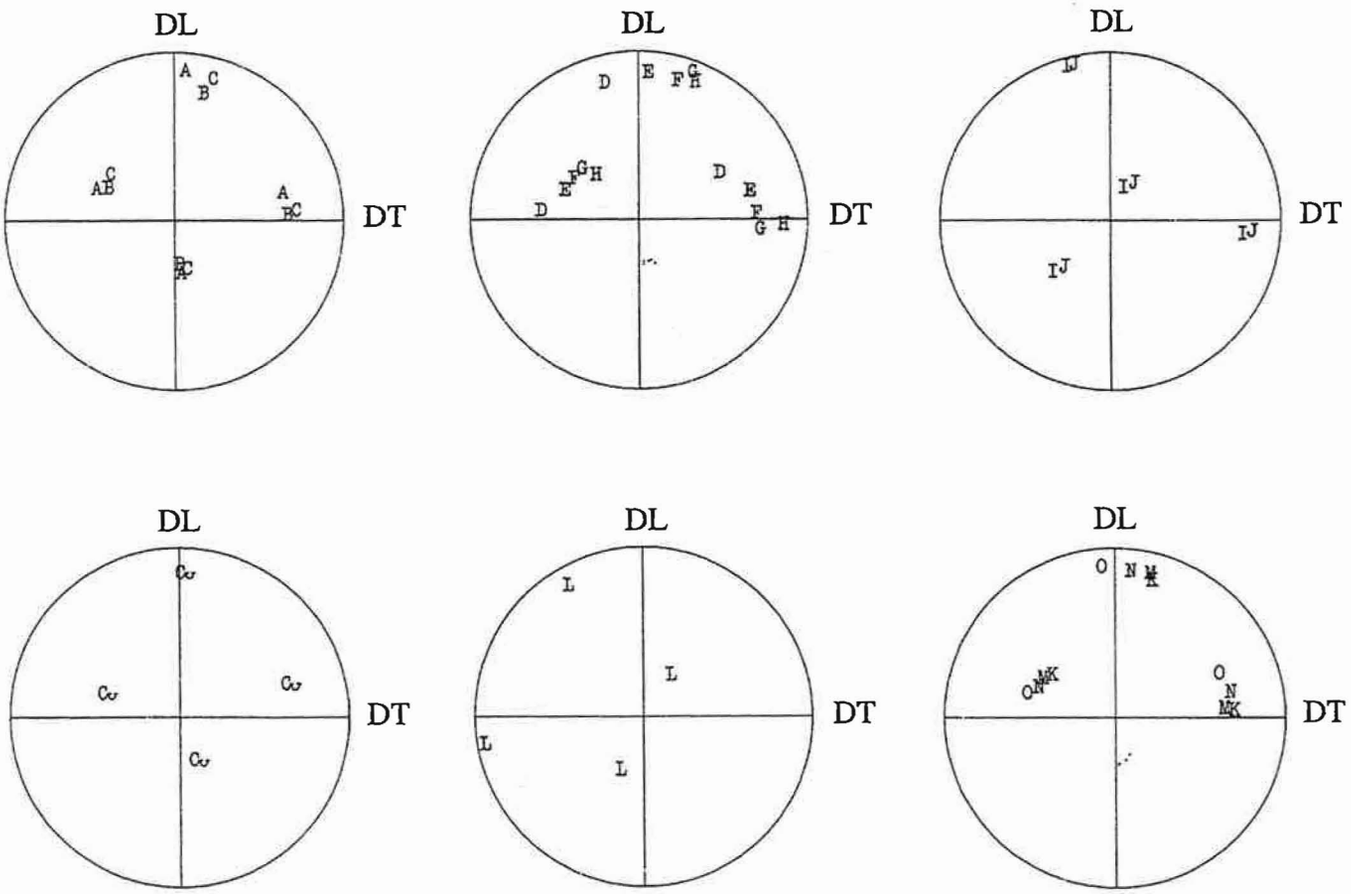


Figure V.40 : Analyse détaillée de la plage située sur le plan transverse de la tôle B1. (ε_{LC} = 2,5) (près du plan de laminage)

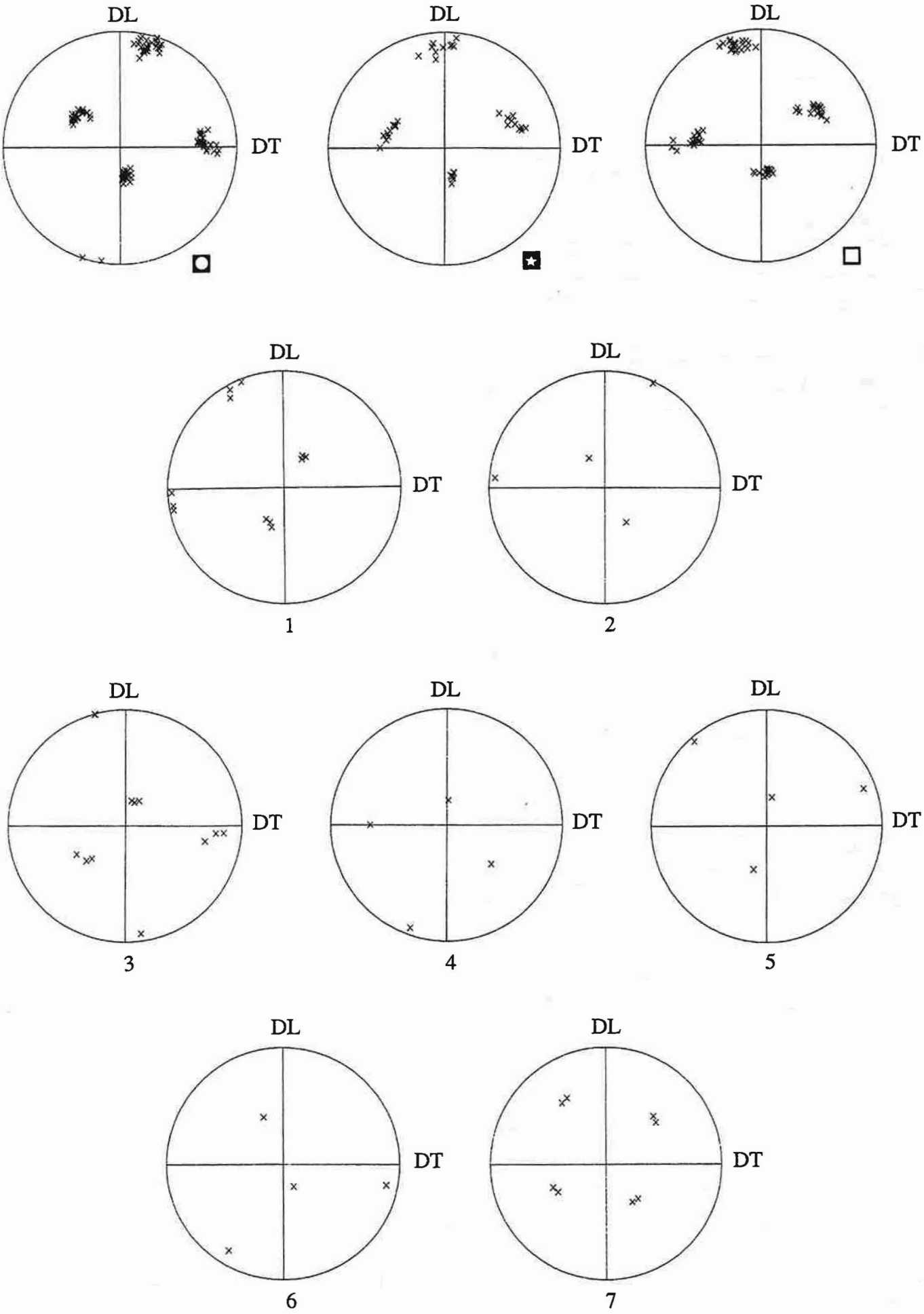


Figure V.41 : Figures de pôles {111} des grains de la plage précédente.

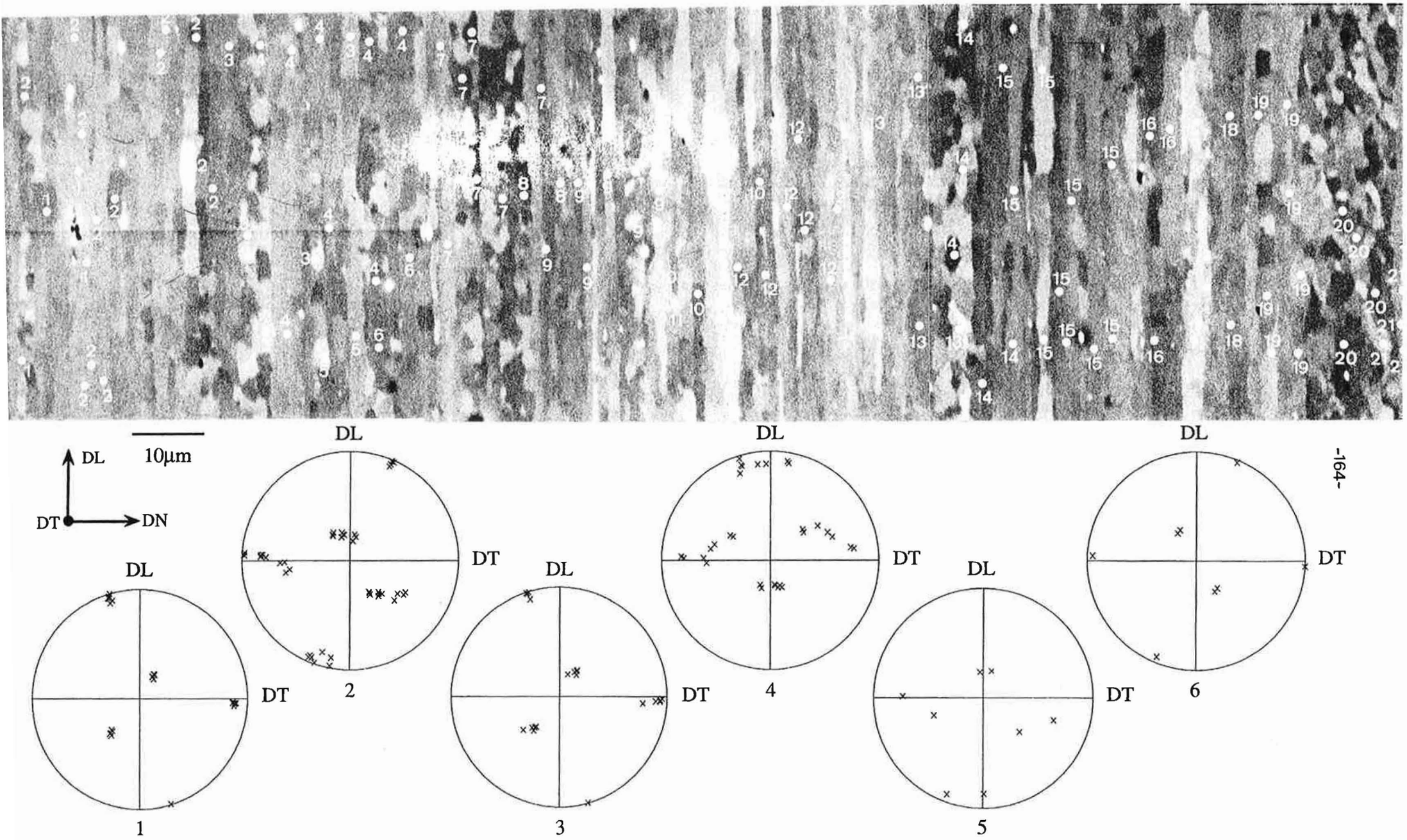


Figure V.42 : Plage de largeur ~ 0,2 mm située sur le plan transverse de l'alliage B1.
(Près de la mi-épaisseur).

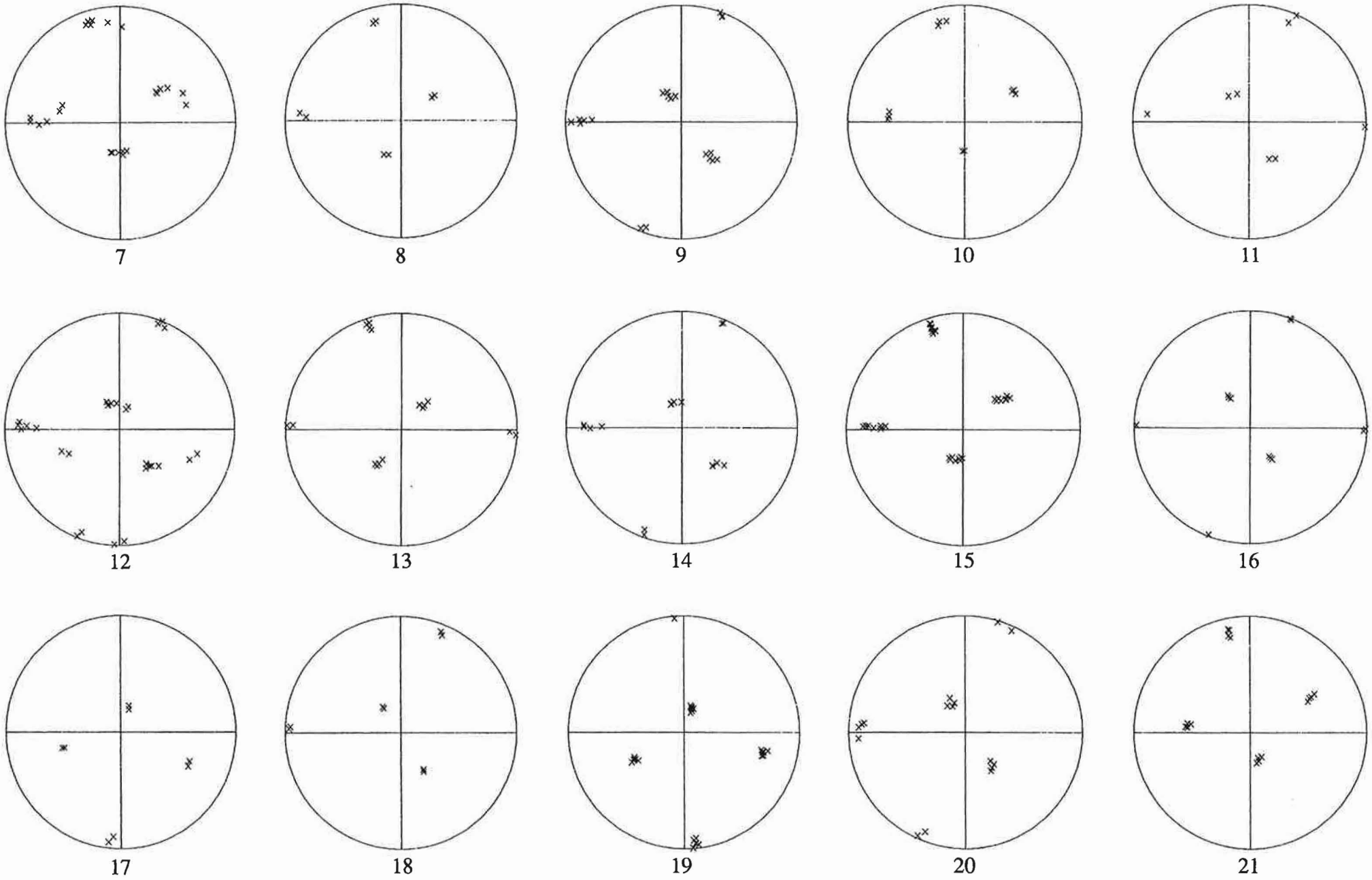


Figure V.43 : Figures de pôles {111} associées aux grains de la plage précédente.

DISCUSSION

Au vu des observations de la microstructure effectuées par les méthodes ECP et EBSD sur l'alliage ternaire Al-Li-Zr, nous discuterons les points suivants:
- décomposition de la composante Goss vers L
- corrélation entre les résultats d'analyse ECP et EBSD et ceux des RXs
- hétérogénéité de la texture à travers l'épaisseur des tôles
- gradient d'orientation à l'intérieur des grains
- types de rotations cristallines
- contraste des grains

L'évolution des textures locales dans l'alliage Al-Li-Zr, en fonction du taux de laminage, nous permet de distinguer deux étapes. La première concerne des taux de déformation inférieure à 2 ou 3 et se caractérise par une rotation d'un grand nombre de grains de Goss vers L. Ce phénomène, largement observé dans la tôle extrudée à chaud à ε_{EXT}=2.4, n'est pratiquement plus observé après laminage à ε_{LC}=1.8 et plus du tout après laminage à ε_{LC}=2.5. L'existence des variantes L^+ et L^- dans les tôles laminés est tout à fait compatible avec le modèle de déformation des grains d'orientation Goss vers L (AERNOUDT et STÜWE, 1970).
La deuxième étape se produit après des déformations supérieures à $\varepsilon_{TOT}\approx3.6$ (ε_{EXT}=2.4 plus ε_{LC}=1.2). Nous constatons souvent des rotations continues du réseau cristallin à l'intérieur des grains le long de la fibre β. Les grains d'orientation L, très présents à ce stade de la déformation, sont, en général, entourés par d'autres d'orientation S ou d'une orientation entre S et Cu. Ce sont justement les grains d'orientation proche de S qui dominent dans ces tôles fortement laminées à chaud. La quasi-totalité d'entre eux prennent une forme S^+_{DL}, S^-_{DL} , à l'inverse des prévisions de HIRSCH (1990) qui les considère comme moins stable que la configuration S^+, S^+_{DL}. Cette dernière a été observée sporadiquement sous une forme S^+ (S^-)/ Cu^+ (Cu^-)/ S^+_{DL} (S^-_{DL}). Les grains d'orientation proche du Cu séparent donc ces deux variantes de S et les orientations des sous-grains à travers ce triplet de grains évoluent, en général, de manière continue.

Les résultats d'analyse de la microtexture coïncident avec ceux trouvés par les mesures de RXs. Nous observons donc une disparition de l'orientation Goss en faveur de l'orientation L avec l'augmentation du taux de déformation. Notons également qu'une forte augmentation de la composante S est accompagnée d'une diminution de la

composante Cu. Ces deux tendances sont visibles aussi bien par les mesures de texture locale que par les mesures de RXs.

L'analyse des orientations des grains, effectuée sur le plan transverse, montre une certaine hétérogénéité à travers l'épaisseur de la tôle. Le gradient de texture, dans le cas de la tôle extrudée, a déjà été mis en évidence par des mesures de RXs sur les différentes épaisseurs. L'analyse EBSD de l'échantillon déformé à ε_{LC}=1.2 indique également un certain gradient de texture à travers l'épaisseur. Près du plan de laminage nous n'avons qu'un seul type de composante S, mais à mi-épaisseur on observe déjà deux variantes de cette orientation (S^{+}_{DL}, S^{-}_{DL}). Cependant, dans le cas de la tôle laminée à ε_{LC}=2.5, nous avons trouvé des différences de "texture" entre les deux moitiés d'épaisseur. Il nous semble que ces différences sont probablement dues, d'une part, à la microstructure initiale à gros grains et, d'autre part, au laminage (les tôles laminées à chaud à ε_{LC}=2.5 présentent une légère courbure sur le plan de laminage).

Une analyse grain par grain nous a permis de découvrir également la présence d'un gradient d'orientation à l'intérieur des grains. Il faut noter qu'à peu près la moitié des grains présente un gradient d'orientation en leur sein. Ce sont les orientations cristallines situées le long de la fibre β (L, S, Cu) qui dominent. La majorité des systèmes de glissement de ces trois orientations sont identiques, ce qui fait qu'ils peuvent être facilement activés dans les grains voisins. Pour compenser le cisaillement spécifique, les grains tournent donc de façon continue le long de la fibre β vers différentes variantes (symétriquement équivalentes) de ces principales orientations: L, S et Cu. Il est possible que le gradient d'orientation apparaisse à cause de la structure grossière des grains à l'état initial (rappelons qu'au centre de la billette de coulée de cet alliage on trouve quelques grains dendritiques d'environ 20 à 80 mm). Ce gradient est bien présent dans beaucoup de grains dont le nombre augmente avec le taux de déformation.

Les principaux types de rotation cristalline découverts dans l'alliage analysé sont donnés figure V.44. Il s'agit des rotations autour:
- du pôle <111> situé le plus près de DN (dans le cas de grains voisins: double S/Cu ou triple S/Cu/S)
- de la direction de laminage (passage entre L ↔ S)
- de la direction normale.

Dans ce dernier type de rotation, nous distinguons celle qui fait passer de Goss vers L et celle concernant certains grains d'orientation située entre S et L (la rotation autour de DN de ces derniers peut être très importante).

A partir de taux d'un laminage d'environ ε_{LC}=1.2, il est difficile de distinguer les grains sur le plan transverse des tôles laminées. Après cette déformation le contraste entre les grains devient illisible malgré des désorientations de grains parfois importantes (voir par exemple les micrographies présentées aux figures V.40 et V.42).

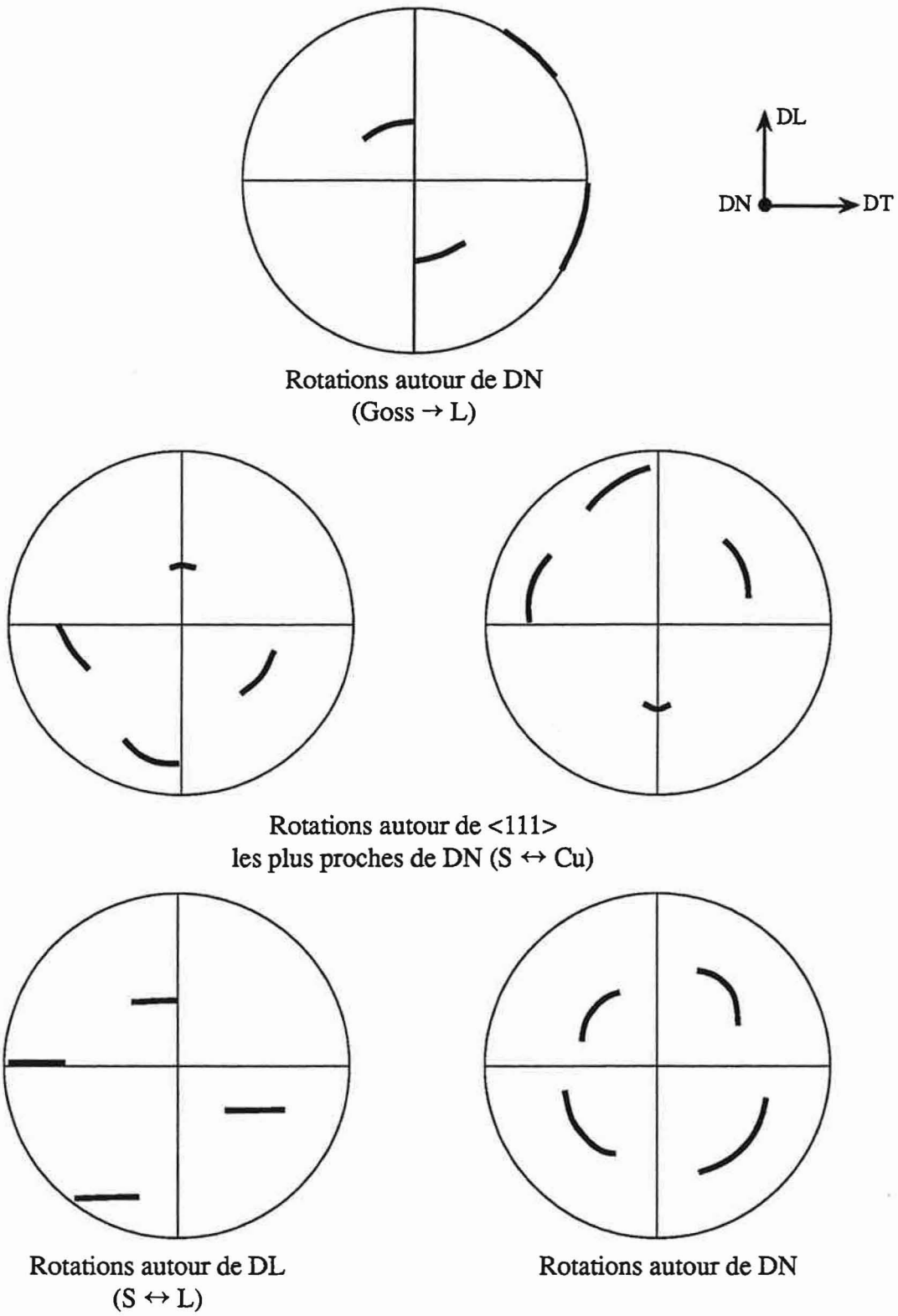


Figure V.44 : Principaux types de rotations cristallines trouvés dans l'alliage B, (figures de pôles {111}).

CONCLUSIONS

L'analyse grain par grain effectuée dans cette étude permet de constater que:

- beaucoup de grains présentent un gradient de texture en leur sein; la densité de ces grains augmente avec le taux de déformation

- la présence d'une progression continue de l'orientation Goss vers L (tôle extrudée à ε_{EXT}=2.4) et la présence de paires de grains $\{L^+, L^-\}$;ces deux faits confirment la possibilité d'une décomposition de la composante Goss vers L par des rotations autour de DN, dans les deux sens opposés

- les orientations de la quasi-totalité des grains sont situées le long de la fibre β et, en général, ils forment des voisins de type:S/Cu/S ou S/L. Du fait que la majorité des systèmes de glissement des orientations L, S et Cu sont identiques, les grains tournent, de façon continue, le long de la fibre β pour compenser leurs cisaillements spécifiques

- presque tous les grains d'orientation S prennent une forme S^+_{DL} ou S^-_{DL} ce qui est en contradiction avec les hypothèses de HIRSCH (1990)

- au vu de la microstructure initiale à gros grains et de la courbure des tôles laminées, un gradient de la texture à travers l'épaisseur est observé

- les rotations des grains s'effectuent le plus souvent autour de pôles <111> situés le plus près de DN (S $\leftrightarrow$ Cu); autour de DN (Goss $\leftrightarrow$ L et des grains avec des gradients d'orientation très importants); autour de DL (L $\leftrightarrow$ S).

REFERENCES DU CHAPITRE V: ANALYSE DE MICROTEXTURE

AERNOUDT E., STÜWE P.:Z. Metallkd., (1970), p.128.

BACROIX B., JONAS J. J.: dans "Proc. of the 8th Inter. Conf. on Textures of Materials (ICOTOM8)", eds. Kalland J. S. et Gottstein G., TSM-AIME Publ., 1988, pp. 403, 415 et 423.

BECKER R., LALLI L. A.: dans "Proc. of the 9th Inter. Conf. on Textures of Materiels (ICOTOM9)", Avignon, 1990, Textures and Microstructures, vols. 14-16, p. 145.

BUNGE H. J.: dans "Texure Analysis in Material Science", 1982, London, Butterworth

BUNGE H. J. (ed.): "Experimental Techniques of Texture Analysis", 1986, Oberursel, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde.

BUNGE H. J. (ed.): "Theoretical Methods of Texture Analysis", 1987, Oberursel, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde.

ENGLER O., HIRSCH J., LÜCKE K.: Acta Metall., 37, (1989), p. 2743.

ENGLER O., LÜCKE K.: Mat. Sci. and Eng., A148, (1991), p.15.

ENGLER O., LÜCKE K.: dans "Proc. of the 9th Inter. Conf. on Textures of Materials (ICOTOM9), Avignon, 1990, Textures and Microstructures, vols. 14-16, p. 727.

FORTUNIER R.: Thèse de Doctorat, 1987, INPG-EMSE.

HIRSCH J.: dans "Recristallization '90", ed. Chandra T., 1990, Warrendale, PA, The Soc. of AIME.

HIRSCH J.: Mat. Sci. Tech., 6, (1990), p. 1048.

HIRSCH J., LÜCKE K.: dans "Proc. Inter. Conf. Aluminium Alloys-Physical and Mechanical Properties", ed. Starke A. et Sanders T. H., Chameleon Press, London, 1986, p. 1725.

HIRSCH J., LÜCKE K.: Acta Metall., 36, (1988), pp. 2863, 2883 et 2905.

HIRSCH J., MAO W., LÜCKE K.: dans "Aluminium Technology '86", The Institute of Metals, London, 1986, p. 303.

HUMPHREYS F. J.: dans "Proc. of the 8th Iner. Conf. on Textures of Materials (ICOTOM8), eds. Kalland J. S. et Gottstein G., TSM-AIME Publ., 1988, p. 171.

LÜCKE K., ENGLER O.: Mat. Sci. and Tech., 6, (1990), p. 1113.

MECKING H.: dans "Proc. of the 6th Inter. Conf. on Textures of Materials (ICOTOM6)", Iron and Steel Inst. of Japan, Tokyo, 1981, p. 53.

MAURICE Cl., DRIVER J. H., TOTH L. S.: Textures and Microstructures, 19, (1992), p. 211.

MAURICE Cl., DRIVER J. H.: envoyée à Acta Metall., 1992.

PANCHANADEESWARAN S., SAMPLE V. M., ROLLETT A. D., DOHERTY R. D., FRICKE W. G. Jr., LALLI L. A.: dans "Proc. of the 8th Inter. Conf. on Texture of Materials (ICOTOM8)", eds.Kalland J. S. et Gottstein G., TSM-AIME Publ., 1988, p. 485.

SKALLI A., FORTUNIER R., DRIVER J. H.: dans "Proc. of the 7th Inter. Conf. on the Strength of Metals and Alloys (ICSMA7)", eds. McQueen H. J. et al., Montreal, 1985, p. 245.

VAN HOUTTE P.: dans "Proc. of the 6th Inter. Conf. on Textures of Materials (ICOTOM6)", Iron and Steel Inst. of Japan, Tokyo, 1981, p. 428.

VAN HOUTTE P.: dans "Proc. of the 7th Inter. Conf. on Strength of Metals and Alloys (ICSMA7)", eds. McQueen H. J. et al., Montreal, 1985.

WAGNER P., ENGLER O., LÜCKE K.: dans "Proc. of the 9th Inter. Conf on Textures of Materials (ICOTOM9)", Avignon, 1990, Textures and Microstructures, vols. 14-16, p. 927.

VI. CONCLUSION GENERALE

TEXTURE

Les analyses de texture effectuées sur les tôles des alliages modèles et des alliages industriels d'Al-Li, déformés à froid et à chaud, ont été correlées avec le comportement anisotrope de ces alliages.

Les observations macroscopiques d'une section des billettes de coulée des alliages B et C révèlent une microstructure dendritique grossière avant extrusion. Ceci a des conséquences importantes sur la formation de la texture au cours des déformations ultérieures.

Les largets des alliages modèles A, B et C présentent, après extrusion à chaud, un gradient de texture au travers de l'épaisseur et de la largeur. Le centre des largets de ces trois alliages montre une texture typique de laminage mais près des bords on trouve une texture de type fibre <111>. Dans le cas des alliages A et C, apparaît une deuxième fibre <100>.

Le laminage à froid des alliages modèles à ε=2.5 développe, en général, une texture typique d'un laminage (fibre β). Il faut noter une forte présence de bandes de cisaillement dans l'alliage B.

Après laminage à chaud nous trouvons une forte texture de laminage jusqu'à ε_{LC}=1.2. Dans l'alliage binaire A, après cette déformation, apparaît une texture de type fibre α à cause de la recristallisation qui se produit au cours du laminage. En revanche, les alliages B et C ont une texture typique de laminage à chaud des métaux C.F.C.

Le traitement thermique de durcissement provoque la recristallisation d'alliage A quel que soit son épaisseur. Nous y trouvons donc essentiellement les grains d'orientation Cube et Goss. Les textures des éprouvettes durcies de l'alliage B et de l'alliage C déformées à ε=1.2 sont similaires à celles des tôles laminées à chaud. Les tôles C2 et C1 (ε=1.8 et 2.5) recristallisent partiellement après ce traitement en développant des fortes composantes Cube et Goss. La recristallisation partielle de ces tôles s'effectue du fait de la présence de zones appelées "zones de déformation" autour des précipités T_1 et T_2.

Certains sous-grains peuvent grossir par coalescence et, par conséquent, servir de germes de recristallisation.

Les deux alliages industriels développent une forte texture de laminage. Le traitement thermique de durcissement fait changer la texture dans l'alliage 8090. Les composantes L et S sont remplacées par celles de Goss et de Cube. En revanche, la texture de l'alliage 2091 après ce traitement reste quasiment identique. Il semble que la raison pour laquelle cet alliage ne recristallise pas est que le Zr est présent en plus grande quantité que dans l'alliage 8090.

ANISOTROPIE DES PROPRIETES MECANIQUES

Contrainte d'écoulement

L'influence des éléments d'alliage sur les valeurs de $\sigma_{0.2}$ et σ_{max} des alliages modèles est forte et dépend des traitements thermomécaniques appliqués (elle est systématique pour les échantillons laminés à chaud mais assez dispersée après traitement de durcissement). Leur influence sur le coefficient d'écrouissage n est beaucoup plus faible.

L'anisotropie de $\sigma_{0.2}$ des alliages modèles est faible par rapport à celle trouvé fréquemment pour les alliages industriels. Les valeurs de $\sigma_{0.2}$ augmentent pratiquement toujours quand on passe de l'alliage A à l'alliage C.
Les valeurs de $\sigma_{0.2}$ des alliages industriels 2091 et 8090 présentent une anisotropie très prononcée aussi bien avant qu'après durcissement.

On remarque que toutes les tôles ayant une texture de laminage présentent une réduction systématique d'environ 5 à 10% des valeurs de σ_{max} à =45°. Nous observons une anisotropie de σ_{max} beaucoup moins marquée pour l'alliage A qui recristallise partiellement au cours du laminage à chaud ou complètement après traitement de durcissement.
Dans le cas des alliages industriels, nous constatons à peu près le même taux d'anisotropie pour σ_{max} (à l'exception de l'alliage 8090 qui n'a pas subi de traitement de durcissement et dont les valeurs $\sigma_{max}(\alpha)$ ne varient que très peu).

Les valeurs du coefficient d'écrouissage n des alliages industriels sont relativement faibles et présentent une certaine anisotropie. L'alliage 2091 possède une anisotropie plus prononcée que l'alliage 8090 avec un maximum de n à $\alpha \approx 67°$. Le traitement de durcissement de cet alliage provoque une diminution importante de n d'environ 30%.
Dans le cas des alliages modèles, après laminage à chaud, les courbes $n(\alpha)$ sont plus dispersées qu'après laminage à froid. Le traitement de durcissement apporte un changement important dans la variation du coefficient $n(\alpha)$. En effet, l'alliage A présente une anisotropie de n bien marquée avec un maximum à $\alpha=45°$. Pour les tôles des alliages B et C, on observe le même type d'anisotropie mais avec un maximum à $\alpha=45°$. En général, les valeurs de n des tôles traitées thermiquement sont plus élevées que celles pour les tôles laminées.

Une augmentation du nombre d'éléments d'alliage (Zr et Cu pour les alliages B et C respectivement) provoque, après laminage à froid une croissance des valeurs du coefficient de Lankford R bien que l'allure des courbes soit conservée.
Pendant le laminage à chaud les alliages contenant Zr (B et C) ne recristallisent pas, développent une texture moins prononcée et, par conséquent, une anisotropie moins marquée par rapport à celle après laminage à froid. En revanche, l'alliage A qui recristallise partiellement présente une anisotropie sur $R(\alpha)$ très faible.
Les valeurs de R après durcissement structural sont supérieures à celles après laminage à chaud. L'anisotropie de ce coefficient pour les alliages B et C a tendance à augmenter jusqu'au niveau des valeurs obtenues après laminage à froid. L'alliage A après ce traitement recristallise complètement en développant une texture de type fibre α, ce qui change l'allure de la courbe $R(\alpha)$ par rapport à celles des alliages B et C. Notons que l'alliage C durci après les déformation $\varepsilon=1.8$ et 2.5 recristallise partiellement. Cela provoque une variation irrégulière des courbes $R(\alpha)$ probablement à cause de l'hétérogénéité du taux de recristallisation à travers l'épaisseur des tôles. La position des valeurs R_{max} change en fonction du taux de laminage.
Les alliages industriels possédant une forte texture de laminage (tous à l'exception de l'alliage 8090 après traitement de durcissement) présentent une anisotropie prononcée de R. Elle correspond à celle trouvée pour l'alliage modèle C laminé à froid de composition chimique similaire. L'alliage 8090TT recristallisé présente une très faible anisotropie de R. Du point de vue de l'anisotropie des propriétés mécaniques, l'alliage 8090 est plus intéressant que l'alliage 2091 parce qu'en recristallisant (contrairement à ce dernier), il développe une texture de type fibre α et, par conséquent, une faible anisotropie plastique.

L'ensemble des résultats montre qu'une forte anisotropie plastique associée aux matériaux fortement texturés est compatible avec les données de l'analyse quantitative de la texture. La méthode CMTP donne de meilleurs prévisions théoriques pour les valeurs $R(\alpha)$ que la méthode de Taylor et Taylor "Full Constraints".

Module de Young

Les alliages modèles qui possèdent une texture de laminage (B, C et A laminé à $\varepsilon_{LC}=1.2$) présentent un minimum des valeurs du module à $\alpha=45°$. Par contre, pour l'alliage A déformé à $\varepsilon_{LC}=1.8$ et 2.5 c'est à $\alpha\approx50°$ que l'on trouve un maximum des valeurs de E.
Le comportement élastique des alliages industriels montre l'influence de l'état de précipitation. Il peut être interprèté par les effets conjugués de la texture et de la microstructure.

Influence de l'état de précipitation sur l'anisotropie plastique

Cette étude a été effectuée sur l'alliage modèle C après traitement de mise en solution et après traitement thermique de durcissement. Elle révèle l'influence de l'état de précipitation sur l'anisotropie plastique définie par les valeurs de $\sigma_{0.2}$, σ_{max}, n et R. L'apparition des précipités T_1 et T_2 après le traitement modifie le comportement anisotropique de cet alliage. On y observe une anisotropie relativement faible de $\sigma_{0.2}$ et de σ_{max} aussi bien avant qu'après vieillissement. En revanche, les valeurs du coefficient n, et surtout du coefficient R, changent en fonction de α.

Relation microstructure-anisotropie plastique ($\sigma_{0.2}$) dans l'alliage 8090

L'analyse de l'état de précipitation, effectuée sur MET, révèle l'existence d'une forte densité des précipités. Certains d'entre eux (S') sont allongés le long des principaux axes d'anisotropie. On peut noter aussi que le plan de glissement {111} est le plan d'habitat pour les précipités T_1.
La forte texture de cet alliage associée à l'état de précipitation que l'on vient de décrire doivent d'évidence modifier son comportement anisotropique pour $\sigma_{0.2}$.

ANALYSE DE MICROTEXTURES

Etude des orientations individuelles des grains

La compression plane d'un polycristal d'Al-Li révèle que les grains subissent un cisaillement ε_{LT} non-négligeable et susceptible de favoriser la formation de la composante L de texture. Les orientations des grains tournent suivant les prévisions des modèles RC2(ε_{12}) et RC2(ε_{13}) c'est-à-dire ε_{NL}, ε_{LT} libres et ε_{NL}, ε_{NT} libres respectivement.
Les observations des rotations cristallines des grains ont montré l'importance de l'entourage d'un grain dans l'évolution de l'orientation au cours de la déformation. Notons enfin que l'introduction d'un modèle d'écrouissage anisotrope des systèmes de glissement n'influe pas beaucoup sur les rotations théoriques des grains calculées par les modèles de Taylor et de Taylor "relâché".

Etude des textures locales dans l'alliage Al-Li-Zr

En analysant les orientations grain par grain, on constate que beaucoup d'entre eux présentent un gradient de texture en leur sein.
Les orientations de la quasi-totalité des grains sont situées le long de la fibre β et ils forment, en général, des voisins S/Cu/S ou S/L. Les grains tournent, de façon continu, le long de cette fibre (pour compenser leurs cisaillement spécifiques) et ceci est facilité par le fait que la majorité des systèmes de glissement des orientations L, S et Cu sont identiques.Nous constatons que presque tous les grains d'orientation S prennent une forme S^{+}_{DL} ou S^{-}_{DL}.
On observe également une progression continue de l'orientation Goss vers L dans les tôles extrudées à chaud et la présence de paires de grains $\{L^{+};L^{-}\}$ ce qui confirmerait la possibilité d'une décomposition de la composante Goss vers L par une rotation autour de DN.
Les rotations des grains s'effectuent le plus souvent, soit autour de pôles {111} situés le plus près de DN, soit autour de DL, ou encore autour de DN. Dans le premier cas, il s'agit de la rotation S↔Cu et dans le deuxième de L↔S. En ce qui concerne la rotation autour de DN, nous distinguons celle qui fait passer de Goss vers L et celle qui concerne certains grains d'orientation située entre S et L. Cette dernière peut être très importante.
Nous avons observé un gradient de la texture à travers l'épaisseur dû, probablement, à la microstructure initiale à gros grains et à la courbure des tôles laminées.

ANNEXE I

TEXTURE ET MICROSTRUCTURE DES ALLIAGES Al-Li

A.I.1. ETAT INITIAL: COULEE ET FILAGE A CHAUD

Les mesures de la texture des alliages A, B et C après filage à chaud (épaisseur 13 mm) en fonction de la largeur sont effectuées sur deux échantillons dont la face analysée est perpendiculaire à la direction transverse: au centre et au bord du larget-figure A.I.1.

La variation de la texture en fonction de la largeur du larget pour les alliages A, B et C est présentée sur la figure A.I.2.

Le centre des largets de ces trois alliages montre une texture typique de laminage. Remarquons une forte présence des composantes L et Cu au centre de l'alliage A qui recristallise partiellement.

Le bord des largets est occupé par une forte texture de type fibre <111>. Dans le cas de l'alliage A et C apparaît une deuxième fibre <100> parallèle à DE (figure A.I.2).

L'analyse au travers de l'épaisseur des largets montre une variation importante de la texture. La figure A.I.3 présente les textures développées dans l'alliage C à trois différentes profondeurs (e). A mi-épaisseur (e=0) nous trouvons une forte composante Cu mais entre la surface et la mi-épaisseur (e=0.5) c'est l'orientation S qui domine. En revanche, sur la surface (e=1), nous avons une forte texture de type L. Dans l'alliage A, les principales composantes de la texture varient entre Cu+S (typique pour les métaux cubiques faces centrées), L et L+{112}<110> en passant de la mi-épaisseur vers la surface successivement. L'alliage B présente une texture plutôt compliquée et non-symétrique au travers de l'épaisseur de la tôle.

Le changement de la densité d'orientation f(g) le long de la fibre β (Cu⇒S⇒L) en fonction de l'épaisseur pour ces trois alliages est présenté sur la figure A.I.4.

Les figures A.I.5 et A.I.6 présentent la microstructure des alliages A, B et C après extrusion à chaud à ε_{EXT}=2.4. L'alliage A montre une structure partiellement recristallisée. En revanche, les alliages B et C possèdent une structure fortement déformée.

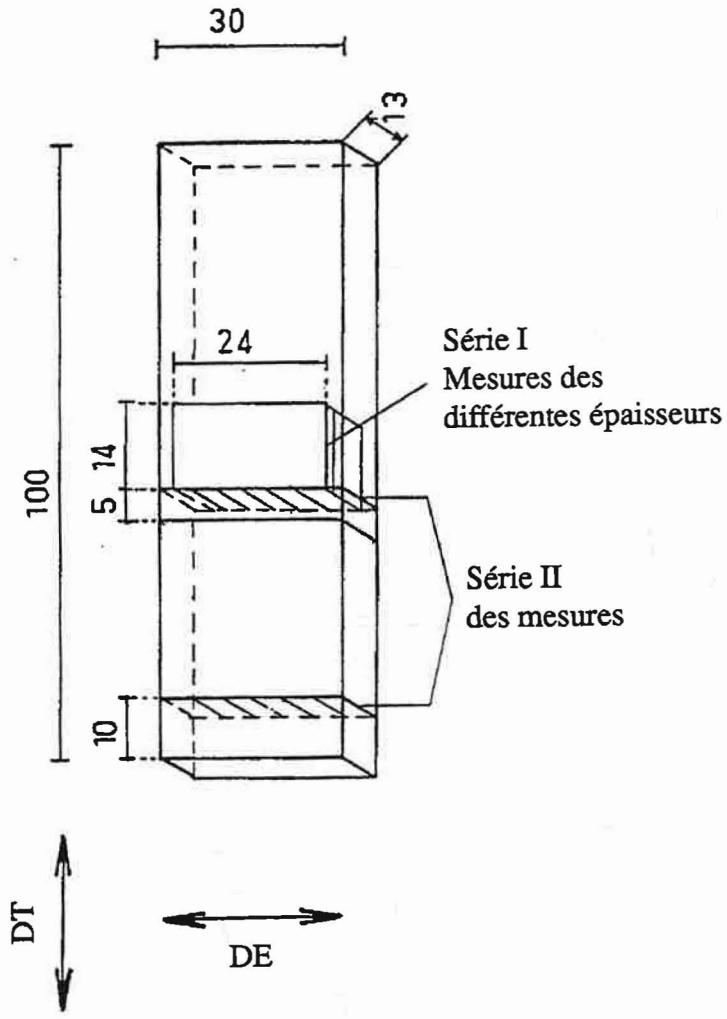


Figure A.I.1 : Principe de prélèvement des échantillons pour les mesures de variation de texture.
Série I : en fonction de l'épaisseur.
Série II : en fonction de la largeur.

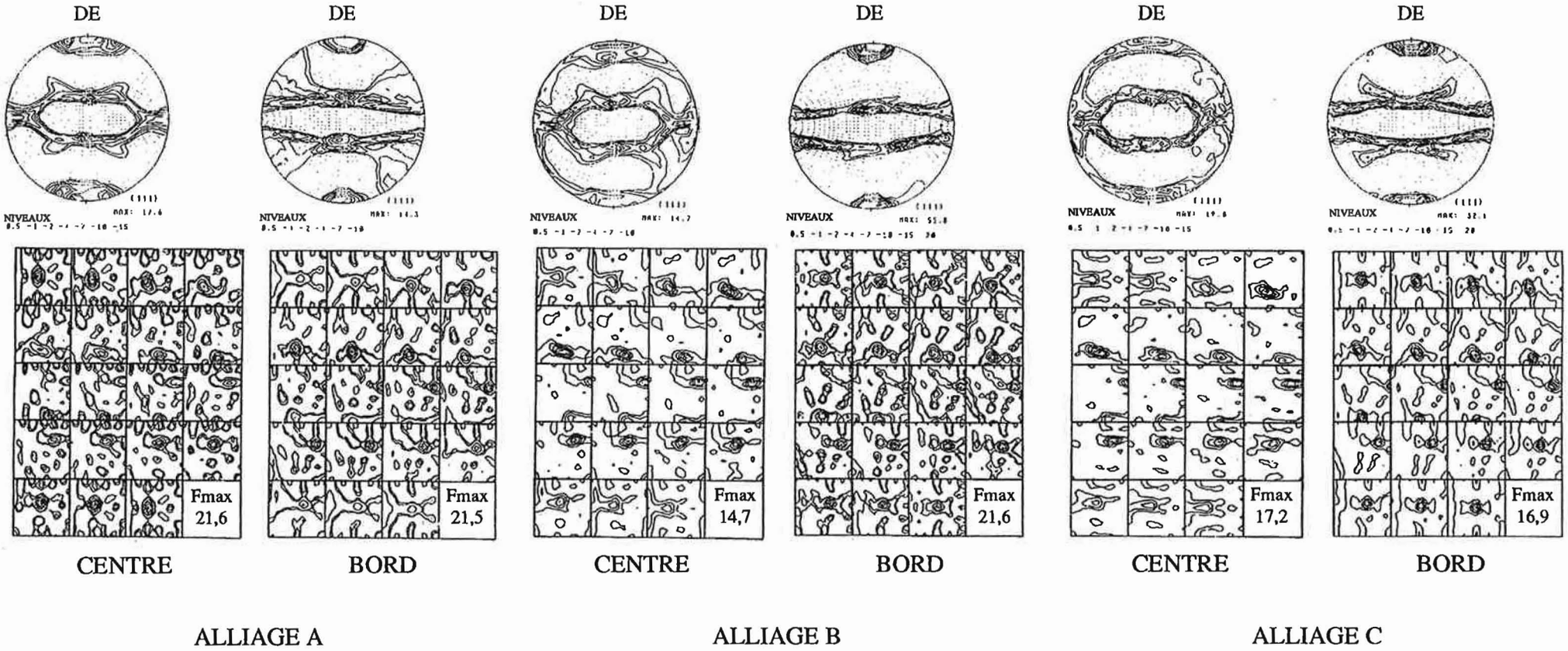


Figure A.I.2 : Figures des pôles {111} et les FDOC (intensité de niveaux : 10,30,50,70 et 90 %) pour les alliages A, B et C. Série II des mesures (au centre et au bord de la tôle).

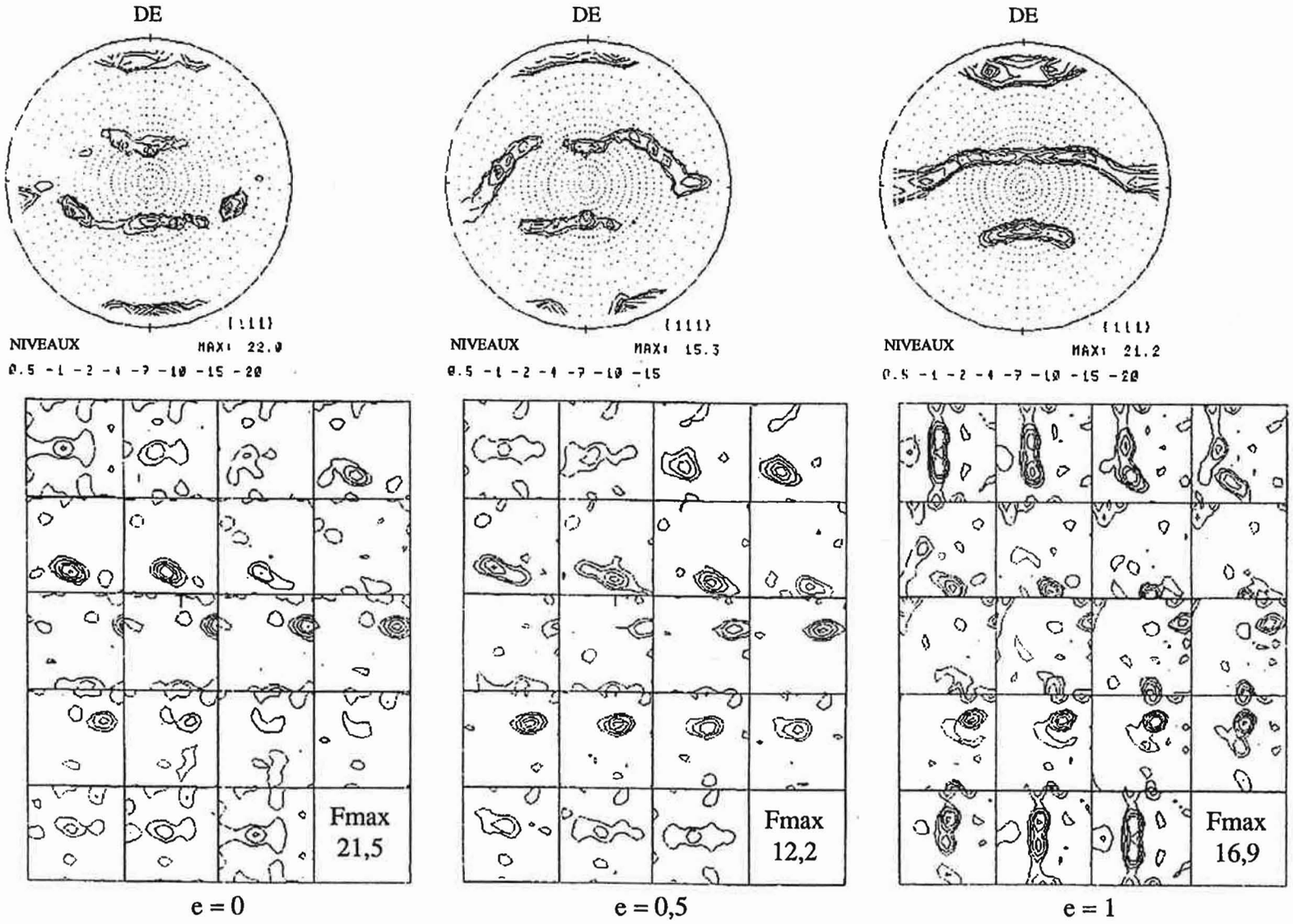


Figure A.I.3 : Figures des pôles {111} et les FDOC (intensité de niveaux : 2,4,7,10,15 et 2,4,7,10 pour e=0,5) pour l'alliages C dans différentes épaisseurs de la tôle. Série I des mesures (près de la surface : e=1 ; à mi-épaisseur : e=0 ; entre ces deux faces : e=0,5).

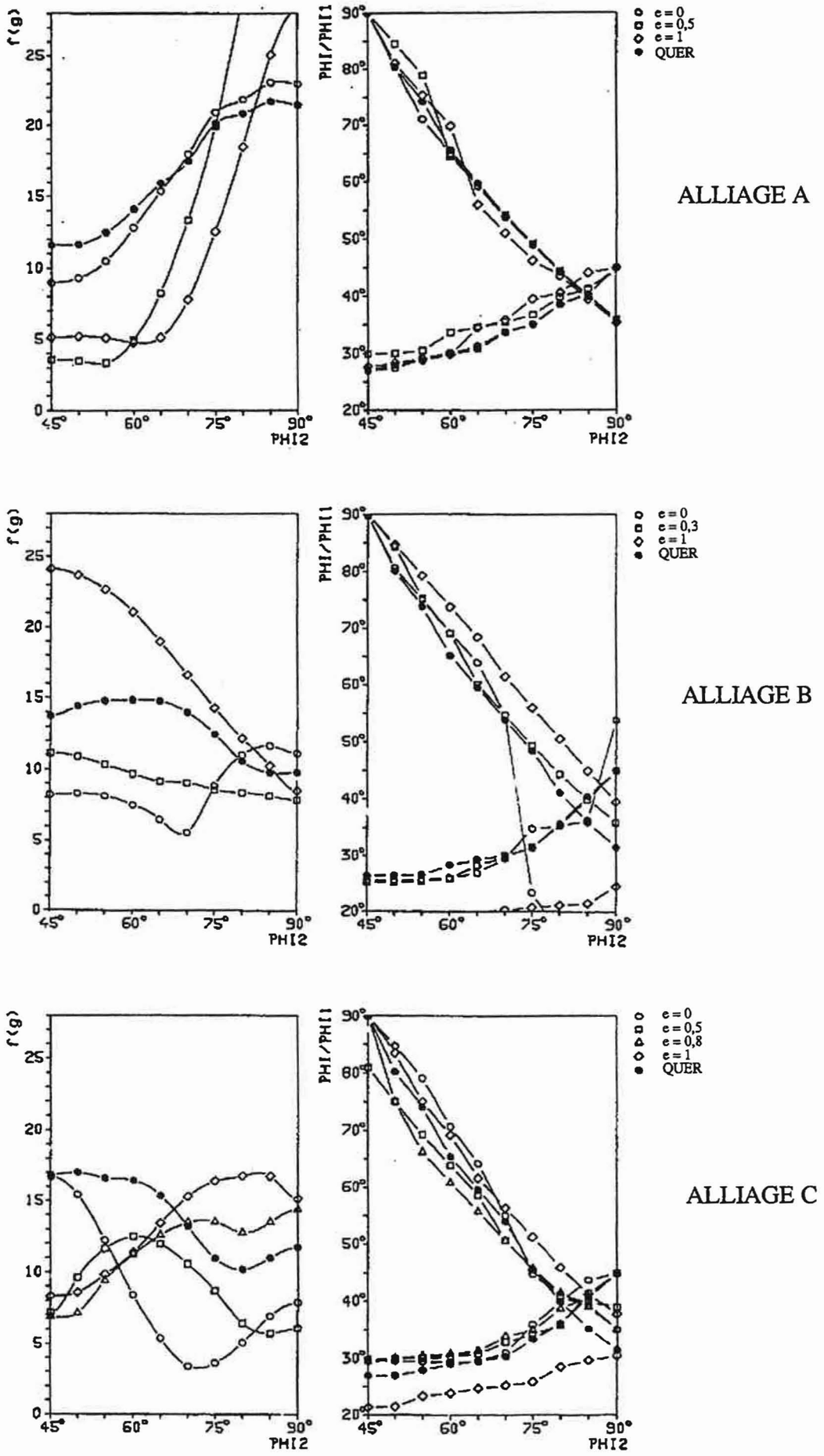


Figure A.I.4 : Densité d'orientation et position de la fibre β pour les alliages A, B et C dans les différentes épaisseurs.

Figure A.I.5: Microstructure de l'alliage A extrudé à chaud
(ε_{ext}=2.4, centre de la tôle).

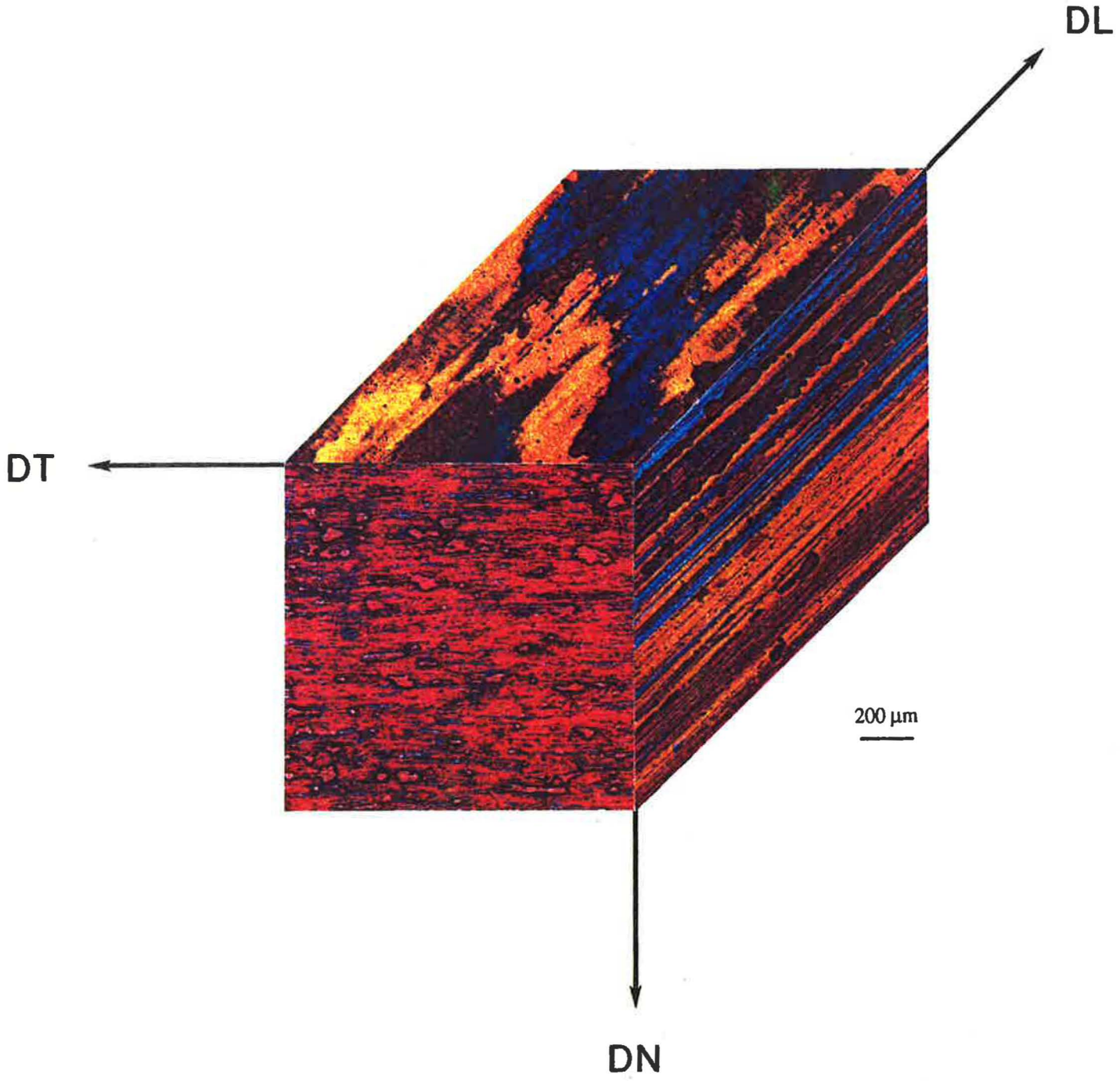
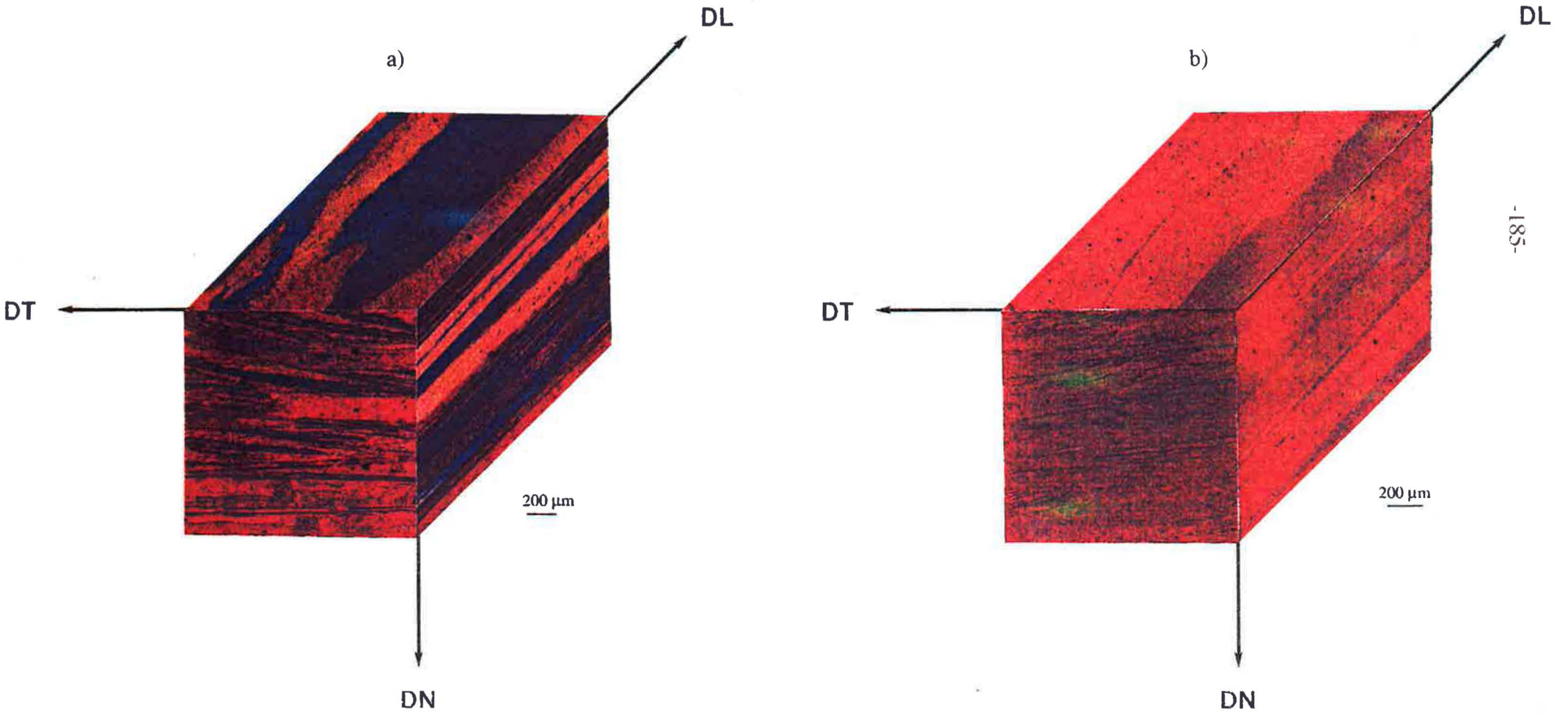


Figure A.I.6: Microstructure des alliages B (a) et C (b) extrudés à ε_{ext}=2.4.



A.I.2 LAMINAGE A FROID

En général, les alliages A, B et C développent une texture typique d'un laminage à froid-figure A.I.7. Pour une analyse plus détaillée des différences de texture de ces trois alliages, nous avons suivi l'intensité des orientations f(g) le long de la fibre β (figure A.I.8). Cette figure montrent très bien le développement de la texture de laminage à froid.

Dans l'alliage A, c'est une très forte composante S qui se développe au cours du laminage (figure A.I.8) Nous constatons une diminution importante de f(g) de la composante L au début de la déformation (jusqu'à ε_{LF}=1.2). La présence de la troisième composante constituant la fibre β est moins marquée.

En cours du laminage, l'intensité de l'ensemble des orientations de la fibre β de l'alliage B augmente progressivement-figure A.I.8. A faible taux de déformation nous observons une forte augmentation de l'intensité de l'orientation S.
Le maximum de la FDOC, pour un taux de déformation plus élevé, se déplace de l'orientation S (ϕ_2=65°) vers l'orientation Cu, c'est-à-dire vers les petites valeurs de l'angle ϕ_2. La différence entre les FDOC (figure A.I.8) et les fractions volumiques (indiquant entre autre une très faible augmentation de la composante Cu en fonction de ε-figure III.12 dans le chapitre III.3) est due au fait que les fractions volumiques des composantes mineures sont attribuées aux composantes principales: Cu, S et L selon les intensités de ces dernières.

La densité des orientations de la fibre β en fonction du taux de déformation pour l'alliage C montre un développement de la texture de laminage-figure A.I.8. Nous remarquons une augmentation très importante d'orientation S jusqu'à ε_{LC}=1.2. Après cette déformation la composante Cu augmente également. Quant à la composante L, elle reste à peu près stable au cours du laminage.

Le laminage à froid de l'alliage industriel 8090, dont la composition chimique est proche de celle de l'alliage C, développe une texture prononcée de fibre β. Cette texture est fortement influencée par la texture initiale ainsi que par l'état des précipités (HIRSCH et al., 1987; ENGLER et LÜCKE, 1991; ENGLER et al., 1991-voir les références de chapitre III).

La microstructure des alliages A, B et C laminés à chaud est présentée sur les figures A.I.9 et A.I.10. L'alliage B développe une forte dénsité de bandes de cisaillement. Dans le cas des alliages A et C nous n'en observons pratiquement pas.

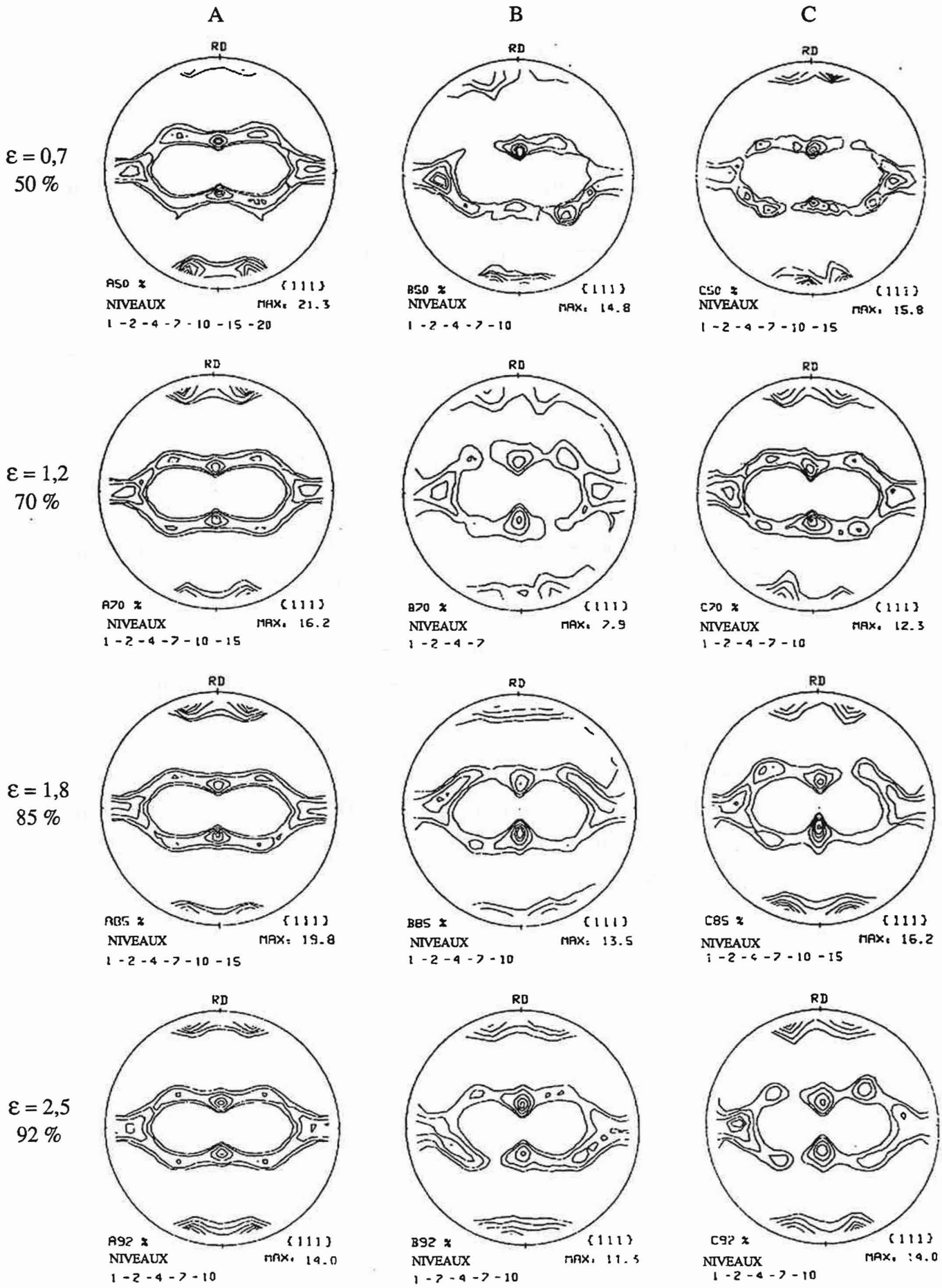
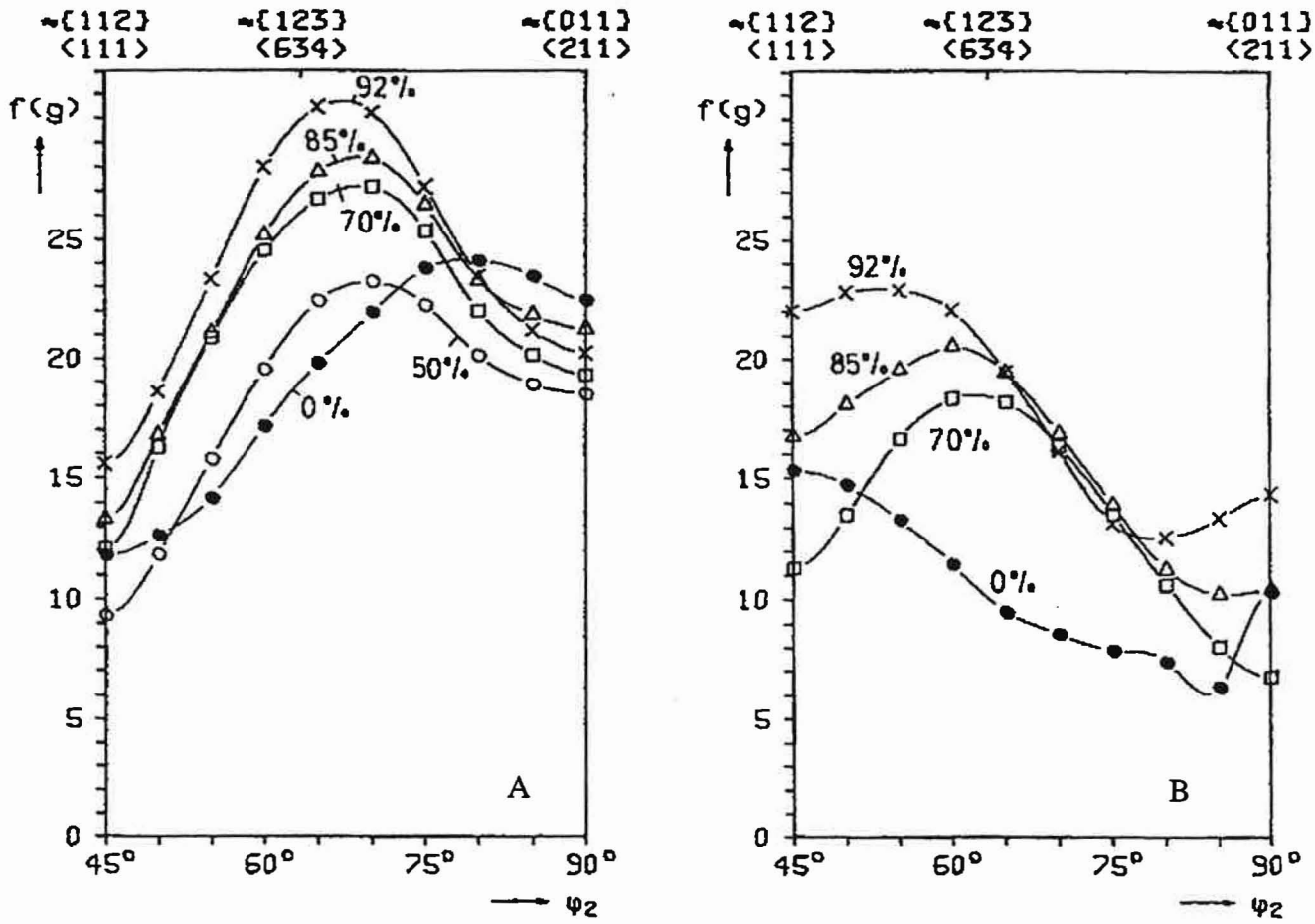


Figure A.I.7 : Figures des pôles {111}des alliages A,B et C laminés à froid.



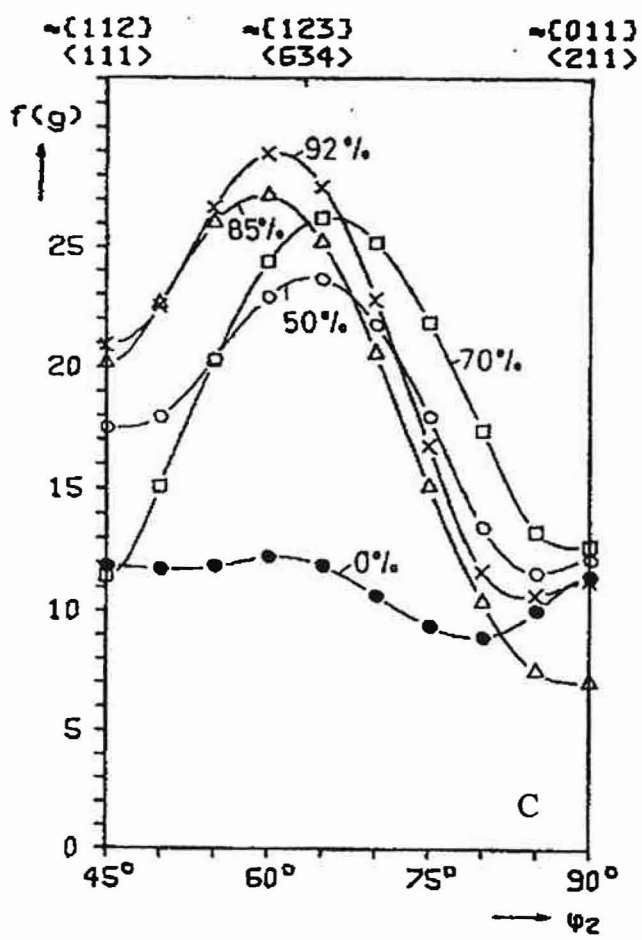


Figure A.I.8 : Densité d'orientation de la fibre ß des échantillons A, B et C laminés à froid.

Figure A.I.9: Microstructure des alliages A (a) et B (b) laminés à froid à ε_{LF}=2.5.

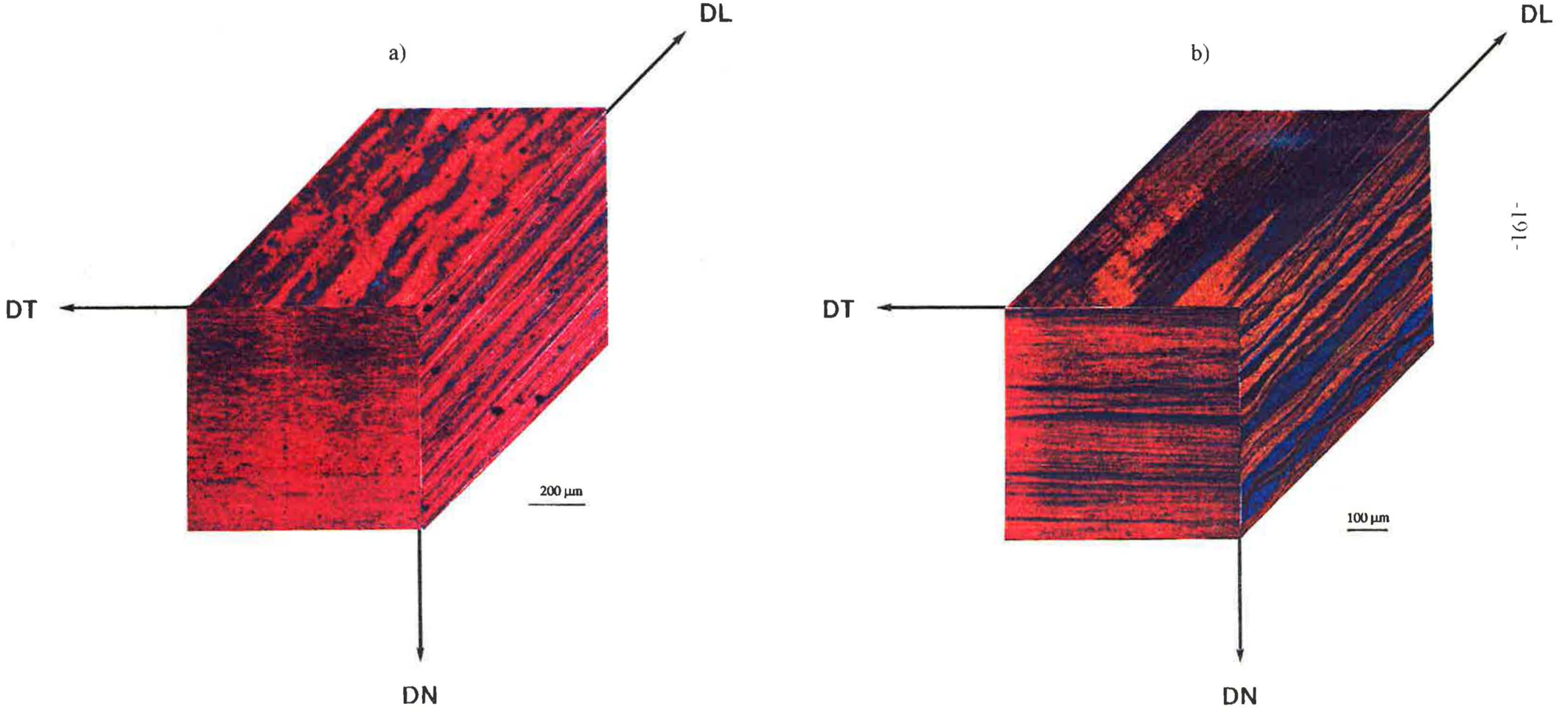
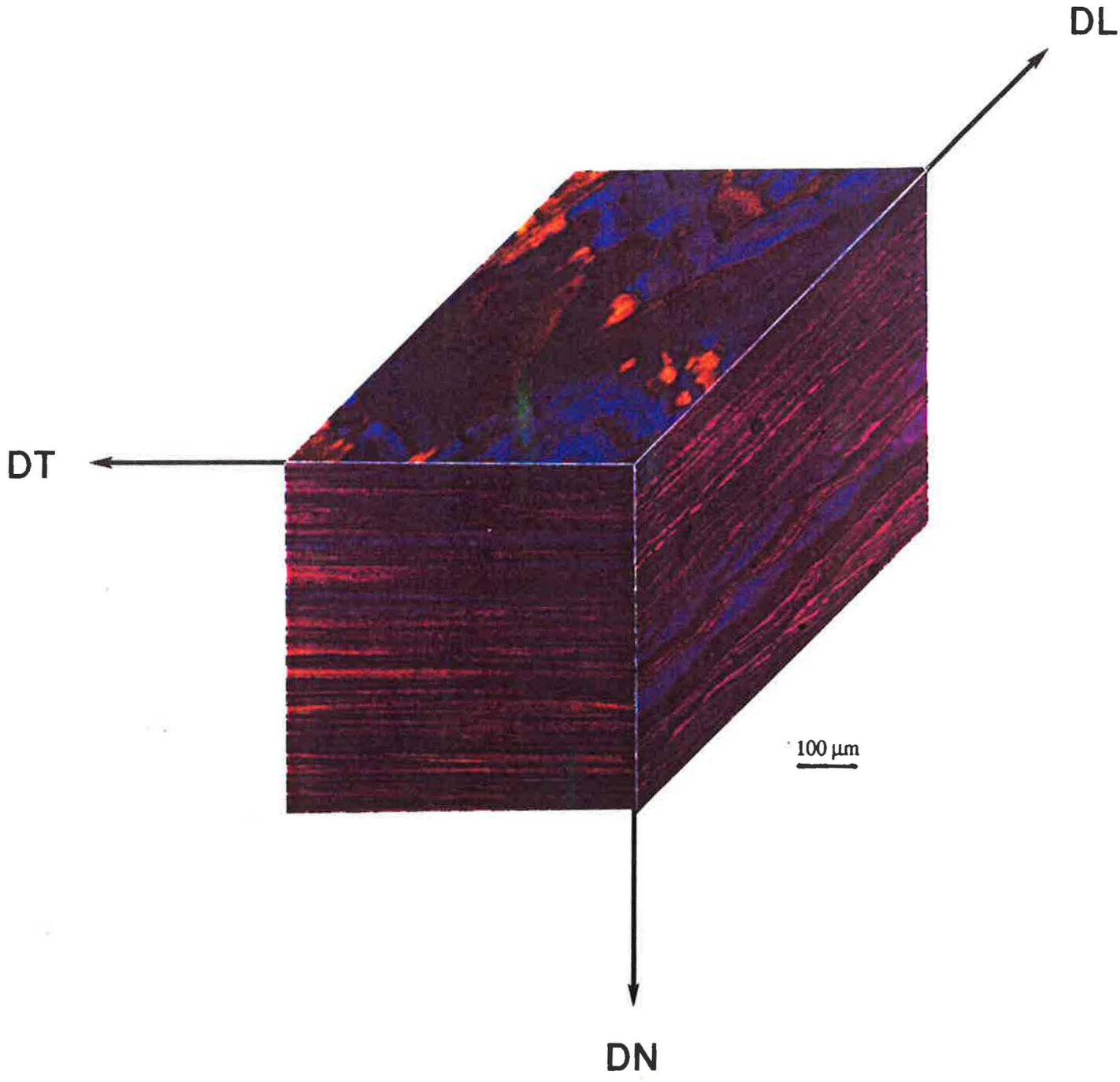


Figure A.I.10: Microstructure de l'alliage C laminé à froid à ε_{LT}=2.5.



A.I.3. LAMINAGE A CHAUD

La figure A.I.11 présente les figures de pôles {111} des alliages modèles laminés à chaud. Les alliages B et C ainsi que l'alliage A déformé à ε=1.2 possèdent une texture typique de laminage.
Les observations métallographiques des tôles A2 et A1 (figures A.I.14b et A.I.15a respectivement) montrent que l'absence de la texture de laminage est attribuée à la recristallisation de ces alliages qui se produit au cours de la déformation.

L'analyse détaillée de la texture pour les trois alliages modèles est présentée sur les figures A.I.12 et A.I.13 sous forme de FDOC et de fractions volumiques. Remarquons qu'une très forte augmentation de la composante L dans l'alliage B est accompagnée par une diminution de la composante Goss.
La quasi-totalité des grains des tôles d'alliage C possède une texture de type fibre β-figure A.I.13.

La métallographie de toutes les tôles laminées à chaud est présentée sur les figures A.I.14 à A.I.17.

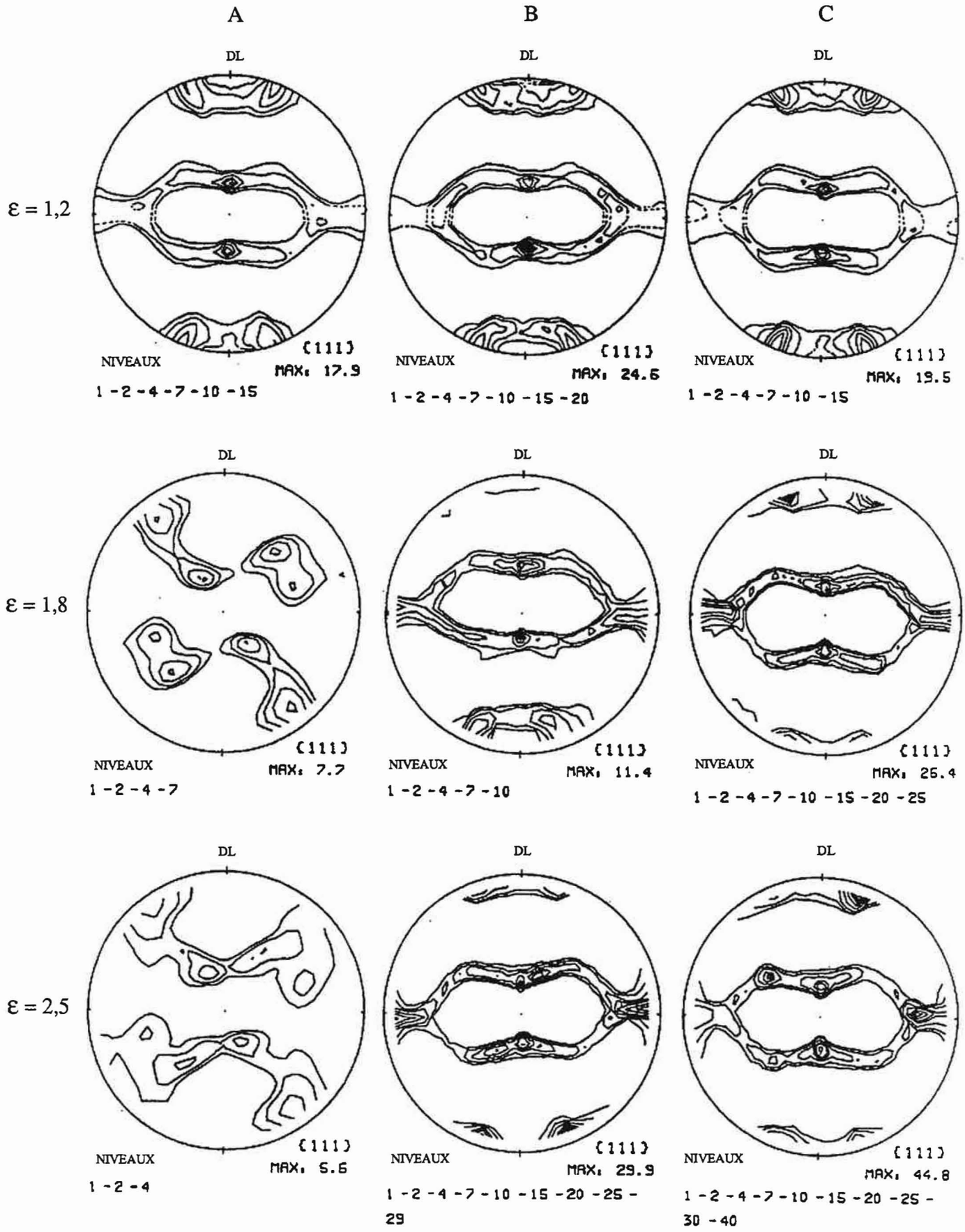


Figure A.I.11 : Figures des pôles {111}pour les alliages A,B et C laminés à chaud.

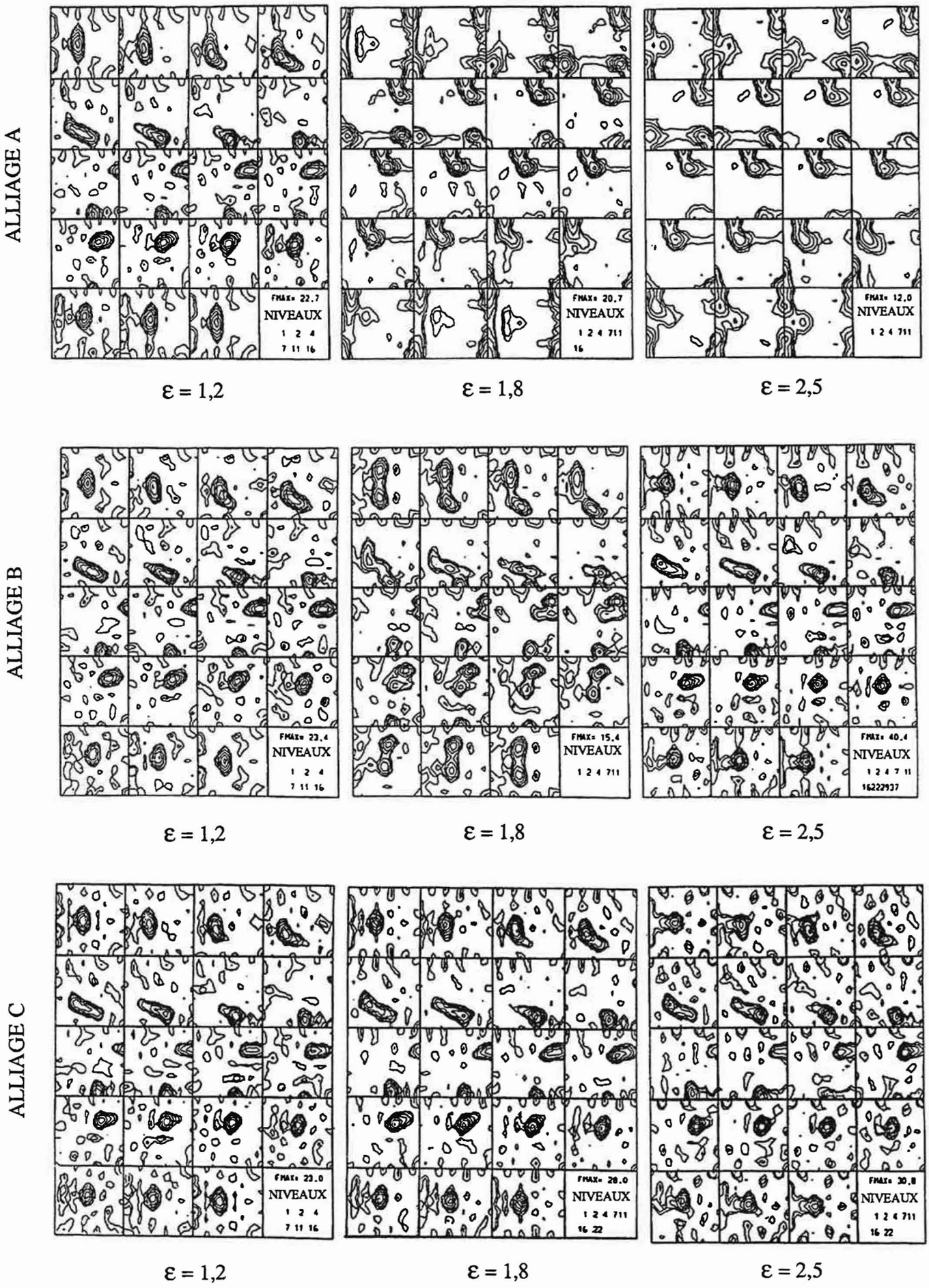


Figure A.I.12 : FDOC pour les alliages A,B et C laminés à chaud.

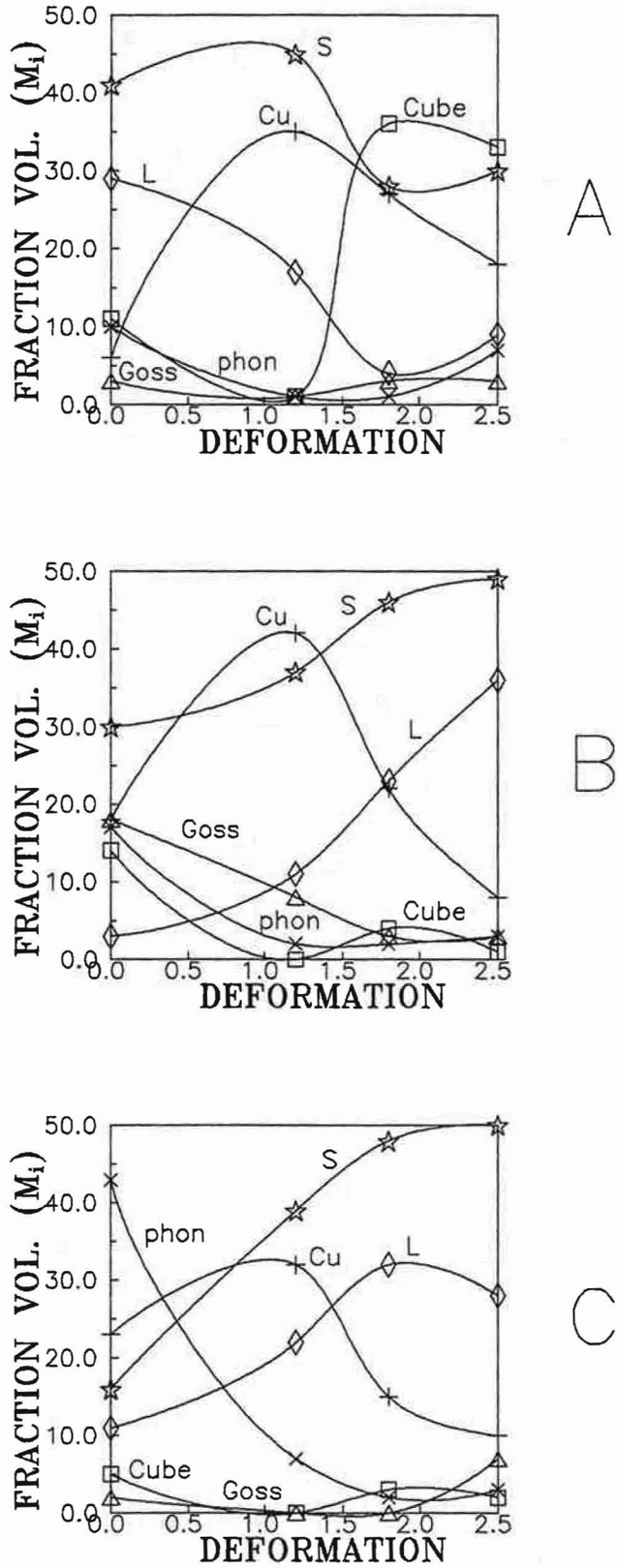


Figure A.I.13: Fractions volumiques (M_i) des principales composantes de la texture en fonction de la déformation après laminage à chaud.

Figure A.I.14: Microstructure de l'alliage A laminé à chaud à ε_{LC}=1.2 (a) et ε_{LC}=1.8 (b).

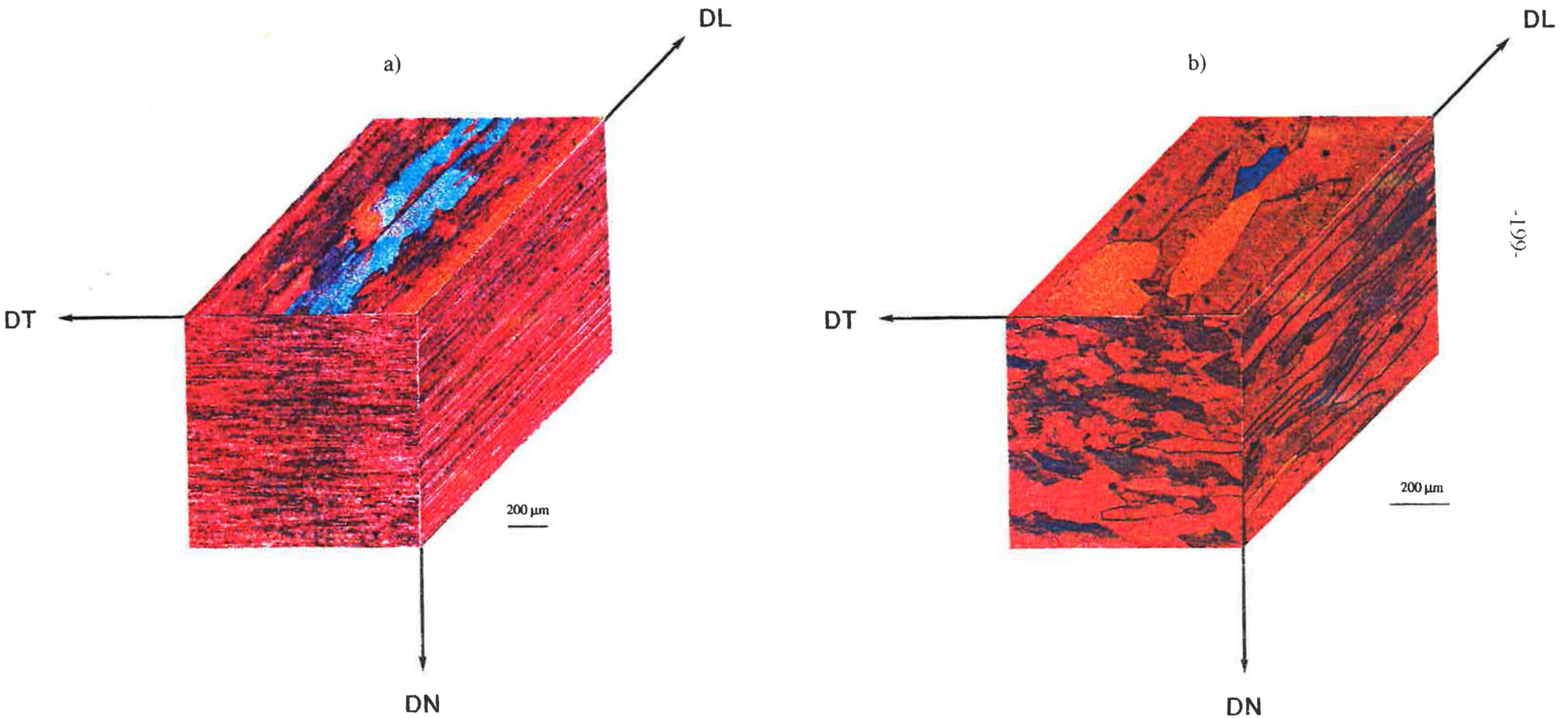


Figure A.I.15: Microstructure de l'alliage A laminé à chaud à ε_{LC}=2.5 (a) et de l'alliage B laminé à chaud à ε_{LC}=1.2 (b).

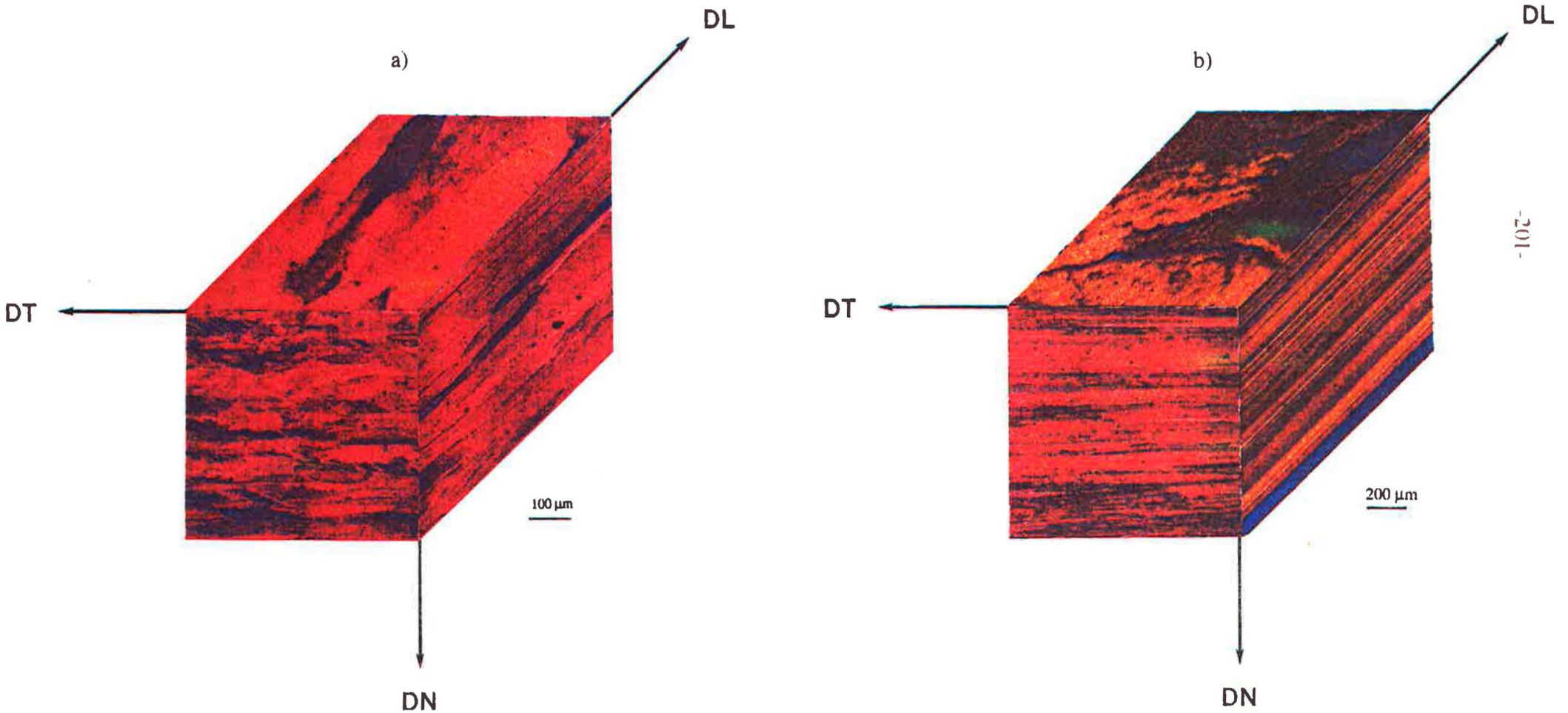
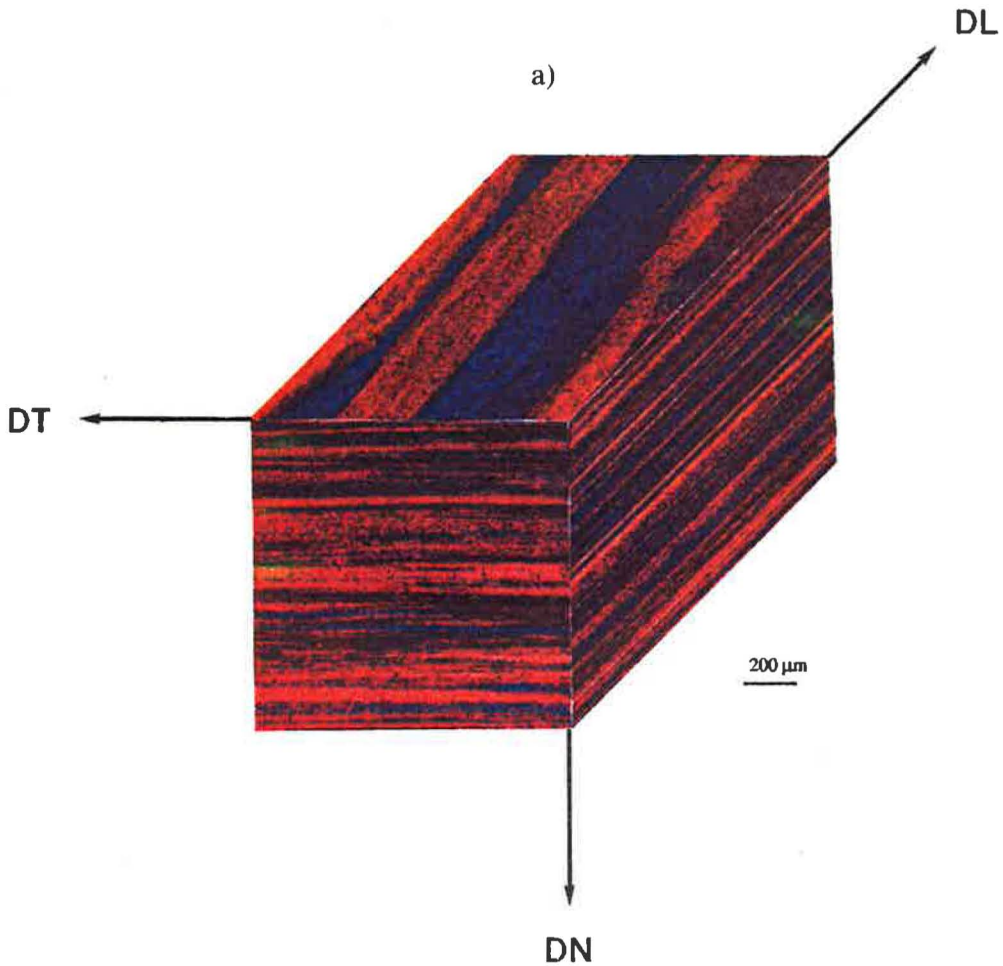


Figure A.I.16: Microstructure de l'alliage B laminé à chaud à ε_{LC}=1.8 (a) et à ε_{LC}=2.5 (b).



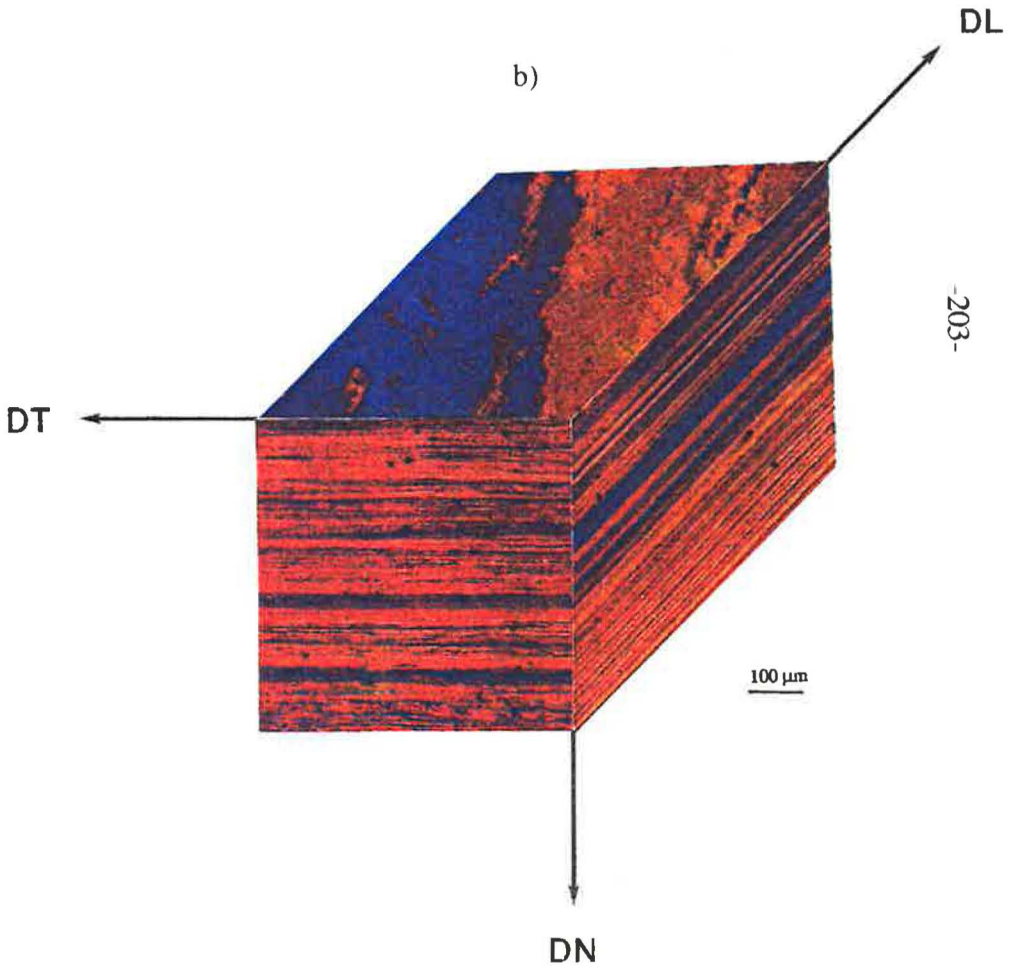
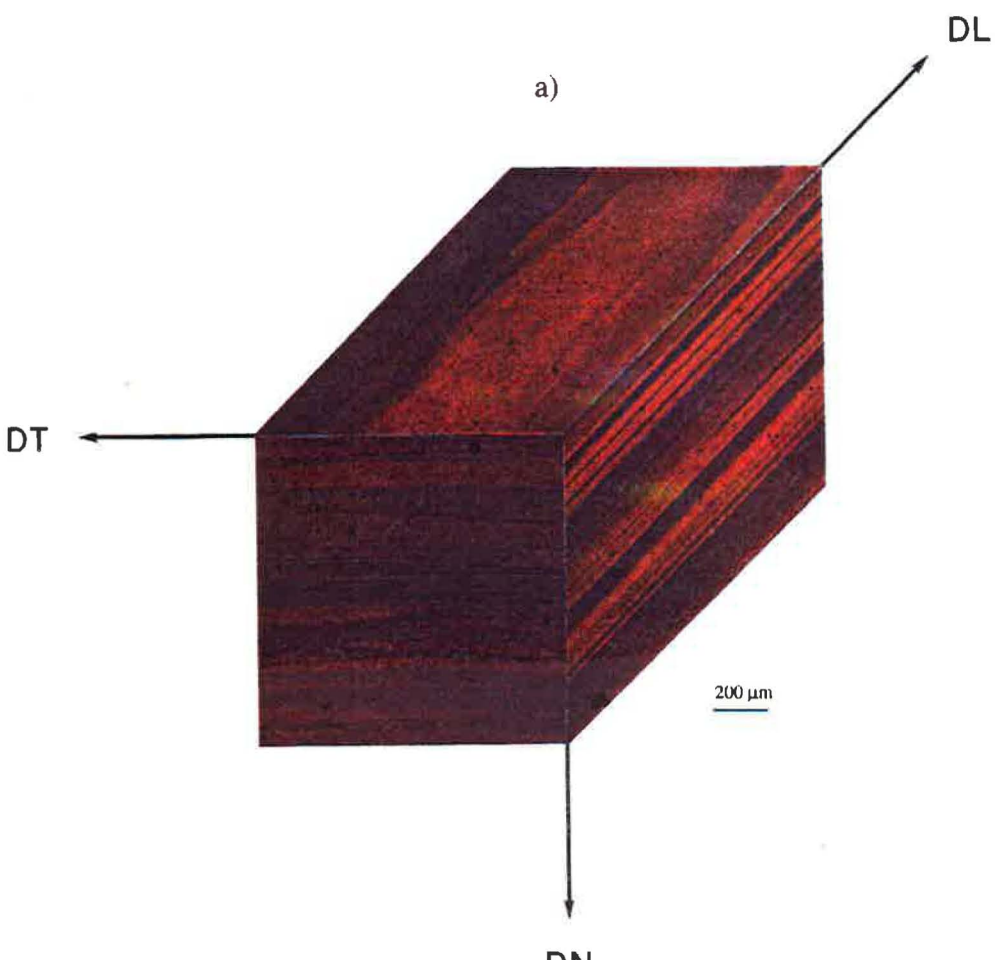


Figure A.I.17: Microstructure de l'alliage C laminé à chaud à ε_{LC}=1.2 et à ε_{LC}=1.8 (a et b respectivement).



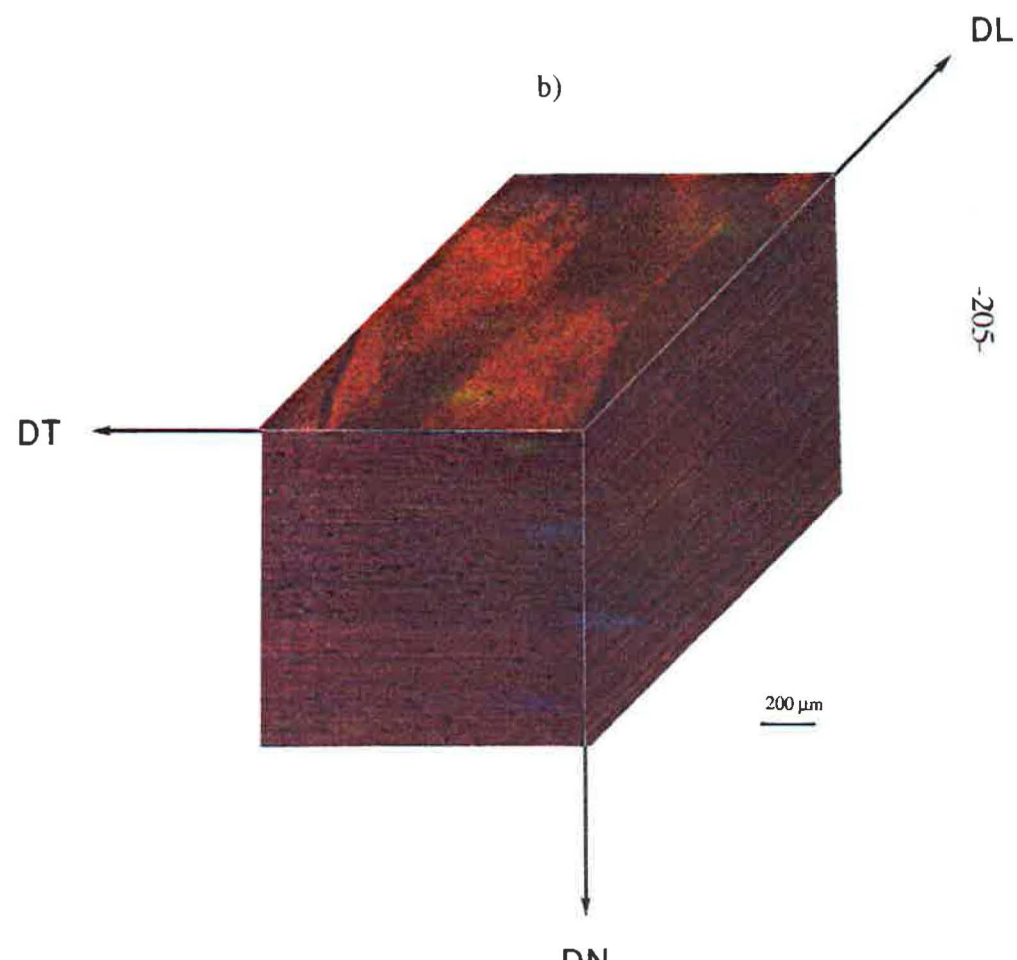
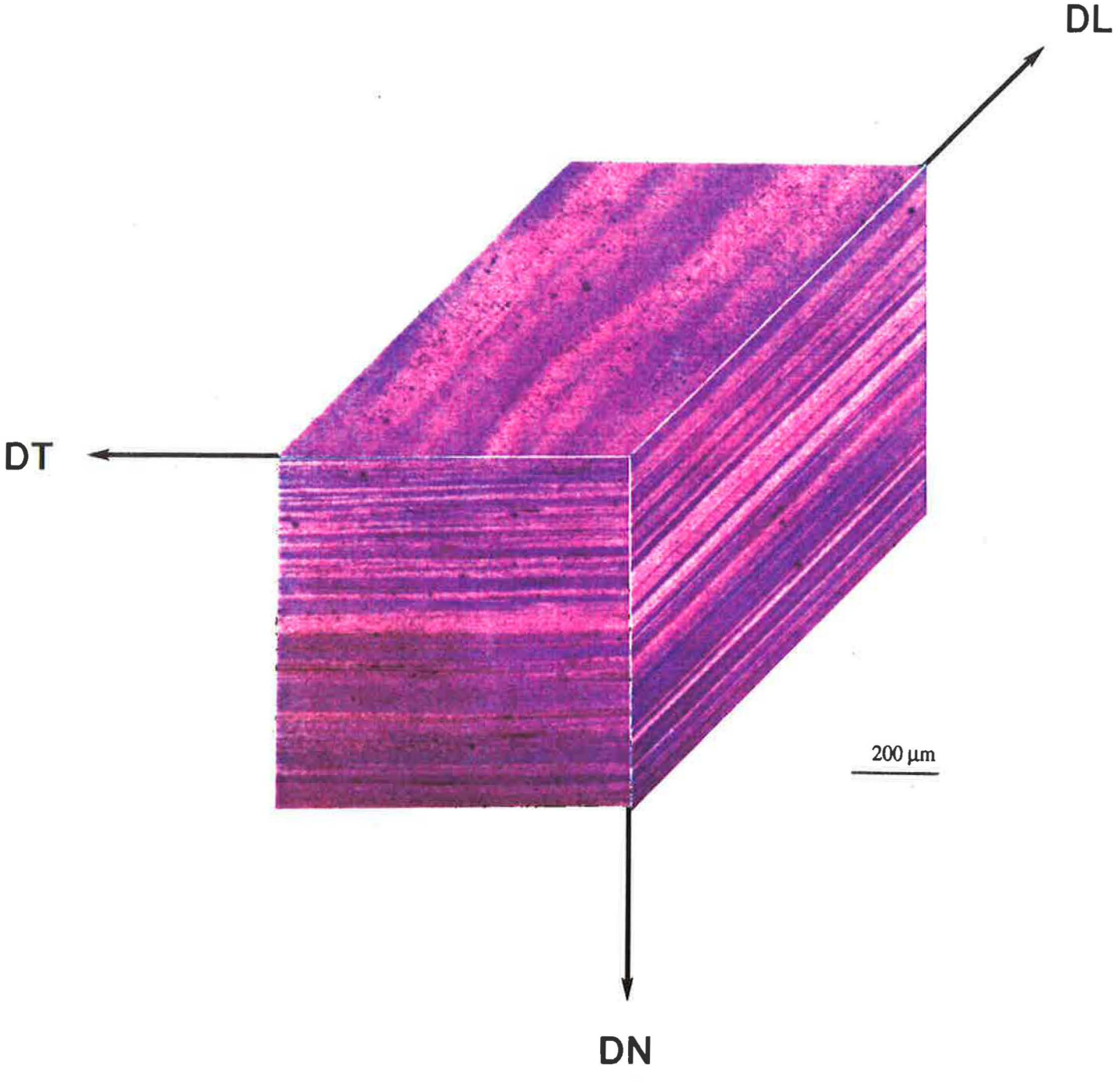


Figure A.I.18: Microstructure de l'alliage C laminé à chaud à ε_{LC}=2.5.



A.I.4. EVOLUTION DES TEXTURES APRES TRAITEMENT THERMIQUE (TOLES LAMINEES A CHAUD)

L'analyse métallographique montre que l'alliage A recristallise au cours du traitement thermique (figures A.I.22 et A.I.23) quel que soit le taux de laminage. Les textures de cet alliage se composent essentiellement d'une composante Cube et de d'autres orientations de recristallisation typiques des métaux C.F.C. (telle que Goss par exemple). Les FDOC et f(g) de cet alliage déformé à ε=1.2 montrent une composante Cube remarquablement forte ($f_{max}\approx 50$)-figures A.I.19 et A.I.20. Cette composante ainsi que la composante Goss dominent après le traitement thermique de la tôle laminée à ε_{LC}=2.5. La tôle d'épaisseur 2 mm (ε_{LC}=1.8) possède une forte composante (24%) de type "Laiton Recristallisé"-LR {236}<385>. Elle est caractéristique du laiton après une recristallisation et normalement absente dans les alliages d'aluminium.

Les textures des éprouvettes durcies des alliages B et C4 sont similaires à celles des tôles laminées à chaud. Les figures A.I.24 et A.I.25 montrent les microstructures de ces échantillons.

Les tôles C2 et C1 (ε_{LC}=1.2 et 1.8) recristallisent après le traitement de durcissement. A ε_{LC}=2.5 les composantes de la fibre β sont remplacées par les orientations de recristallisation Cube et Goss-figure A.I.19. Malgré la recristallisation qui se produit les grains restent très allongés dans la direction de laminage-figure A.I.26.

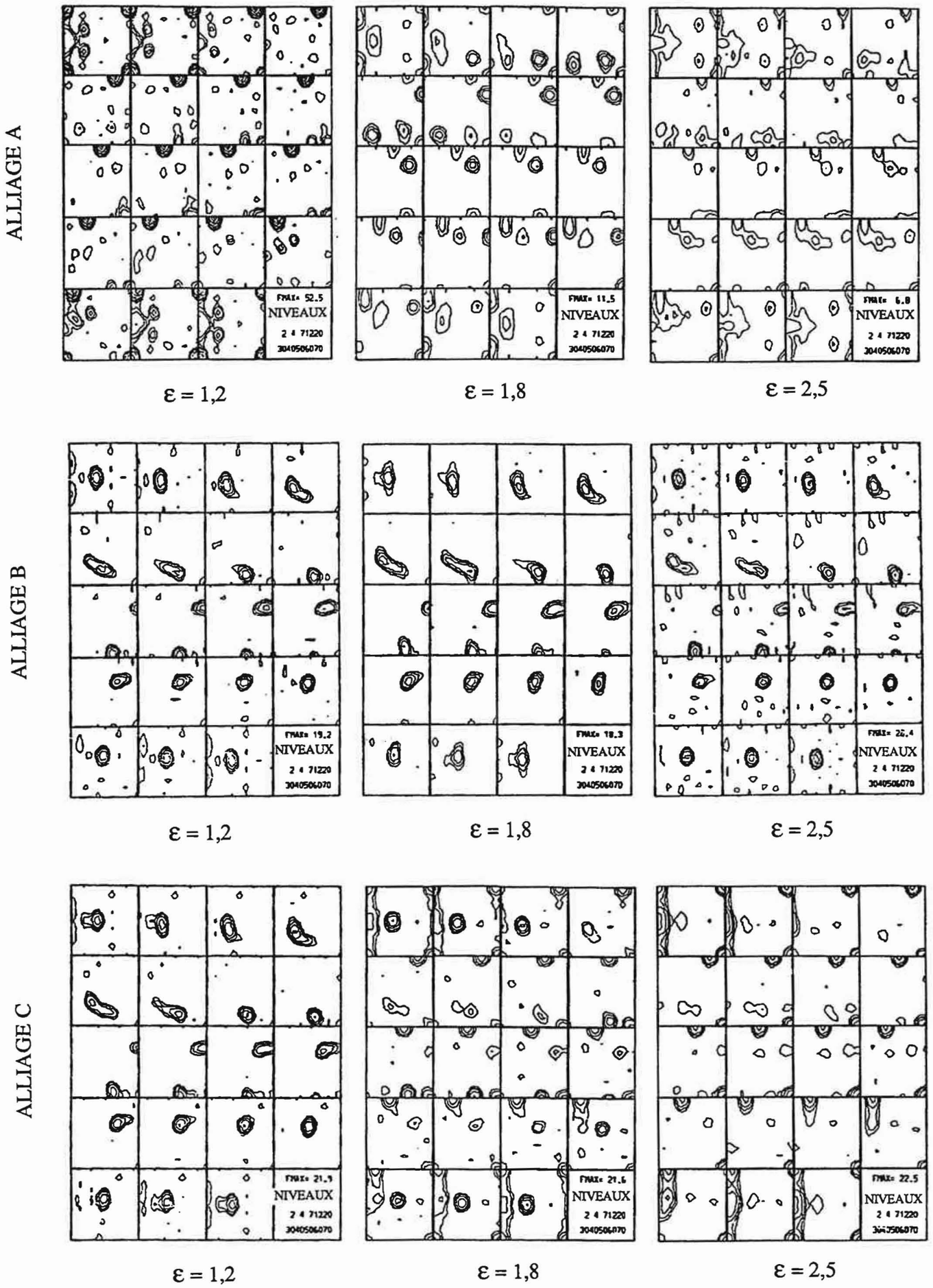
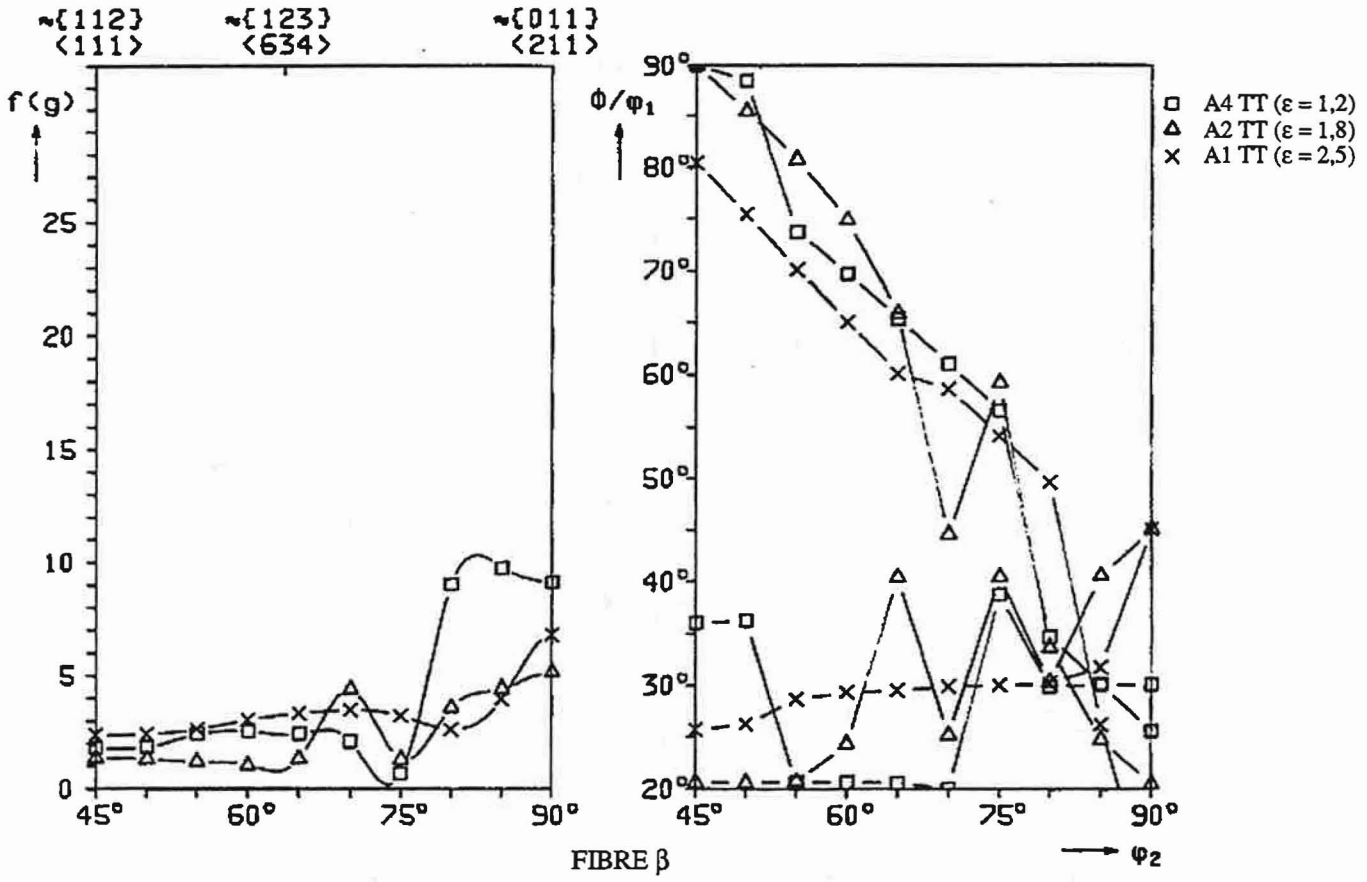
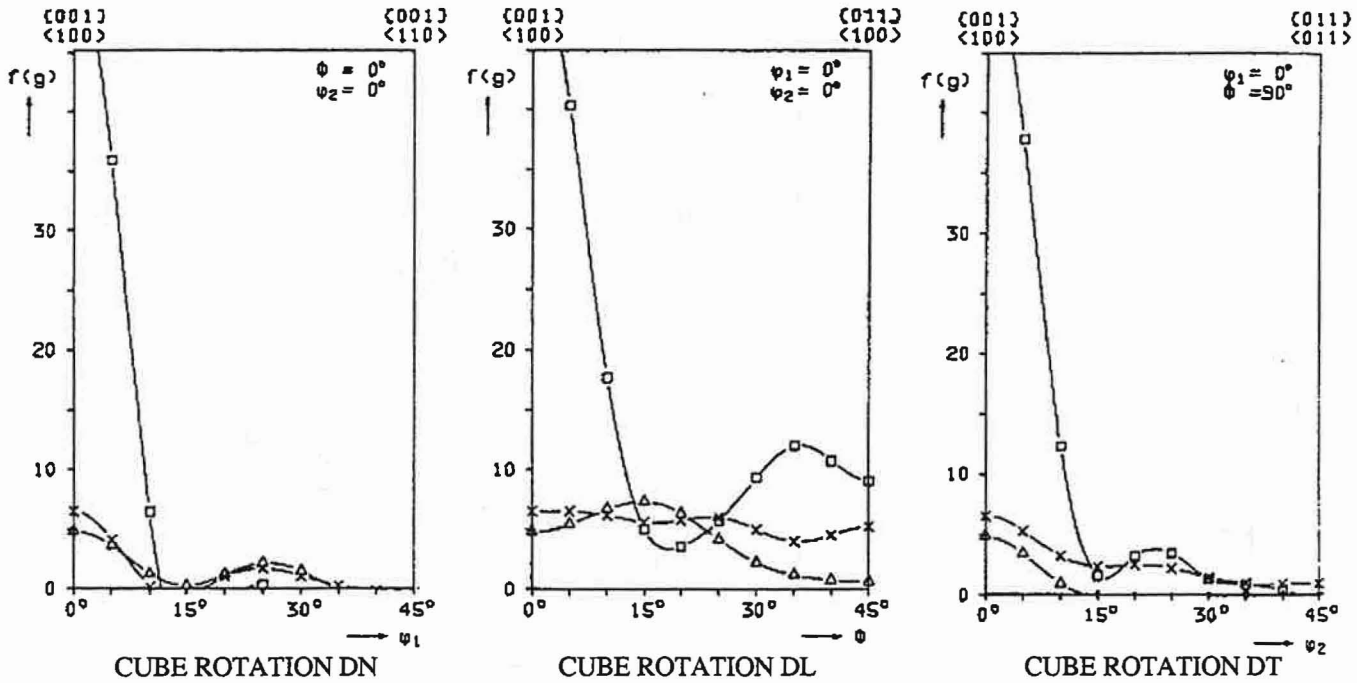


Figure A.I.19 : FDOC pour les alliages A,B et C après laminage à chaud et traitement thermique de durcissement.

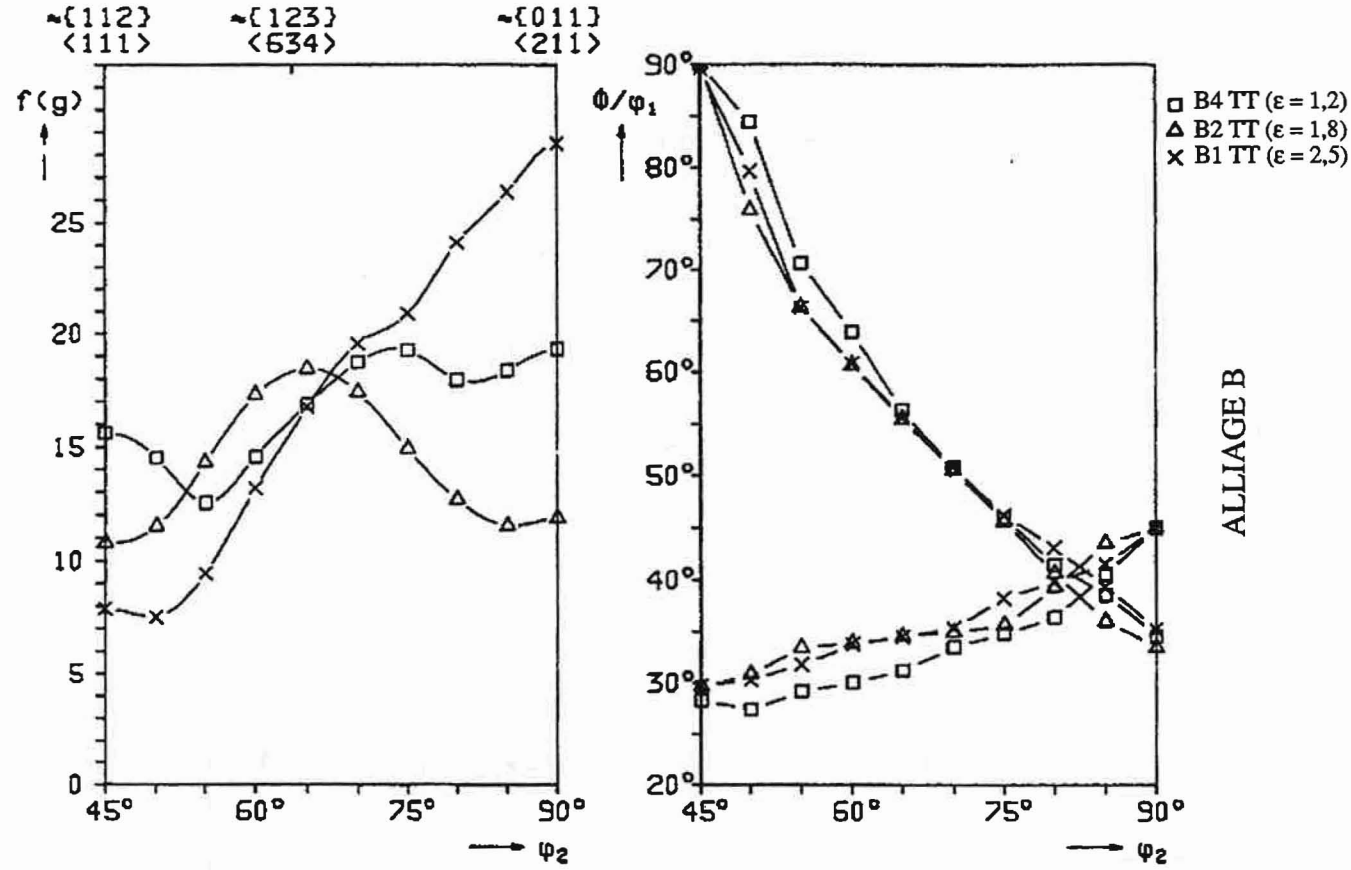


FIBRE β



CUBE ROTATION DN CUBE ROTATION DL CUBE ROTATION DT

Figure A.I.20 : Densité d'orientation pour les fibres β et cube de l'alliage A après laminage à chaud et traitement thermique de durcissement.



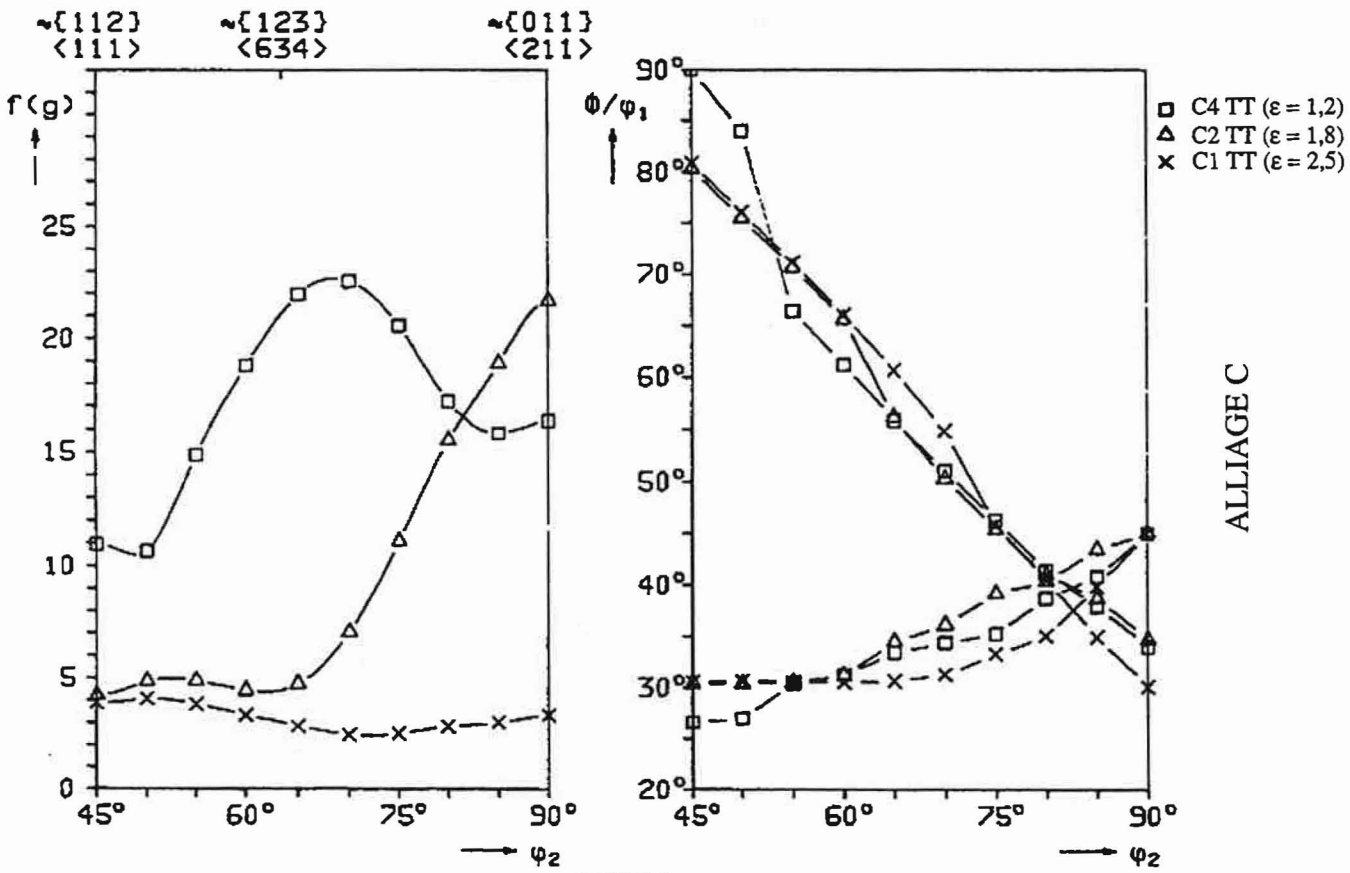
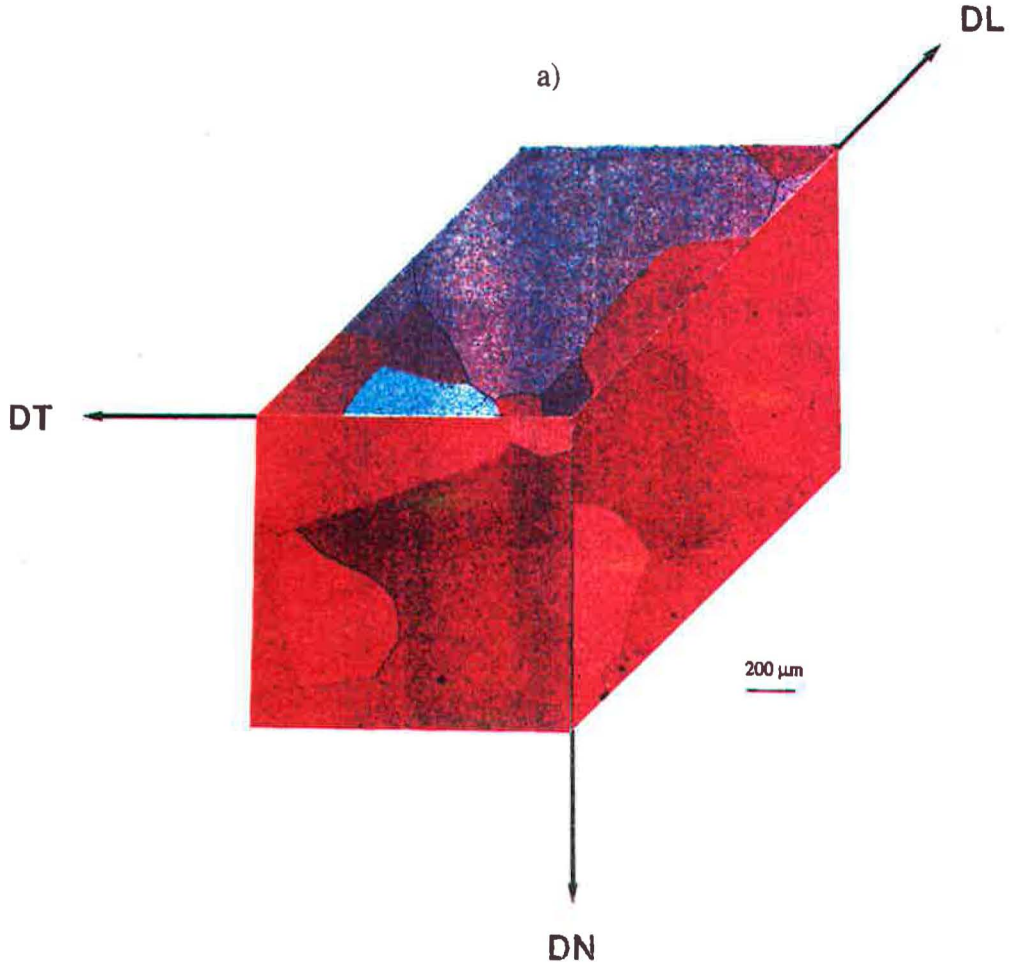


Figure A.I.21 : Densité d'orientation pour les fibres β des l'alliages B et C après laminage à chaud et traitement thermique de durcissement.

Figure A.I.22: Microstructure de l'alliage A laminé à chaud à ε_{LC}=1.2 (a) et à ε_{LC}=1.8 (b) après traitement thermique de durcissement.



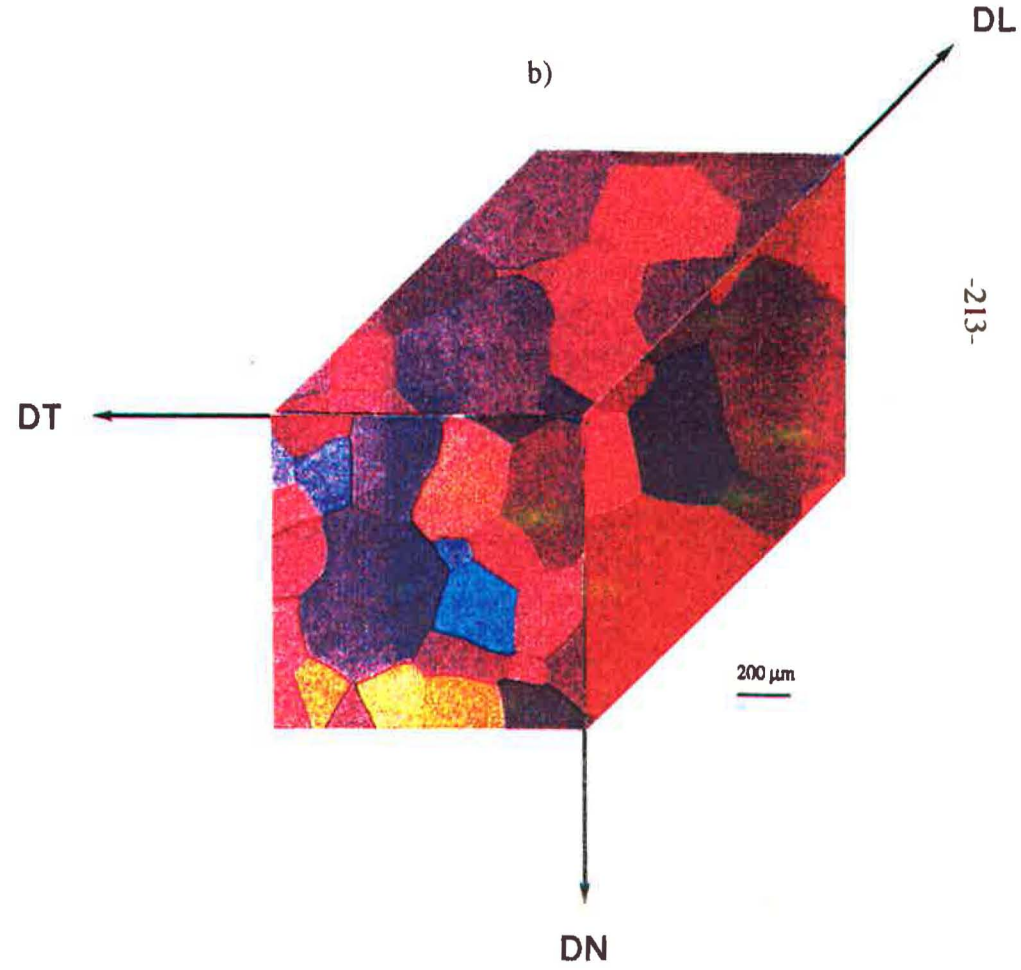


Figure A.I.23: Microstructure de l'alliage A laminé à chaud à ε_{LC}=2.5 après traitement thermique de durcissement.

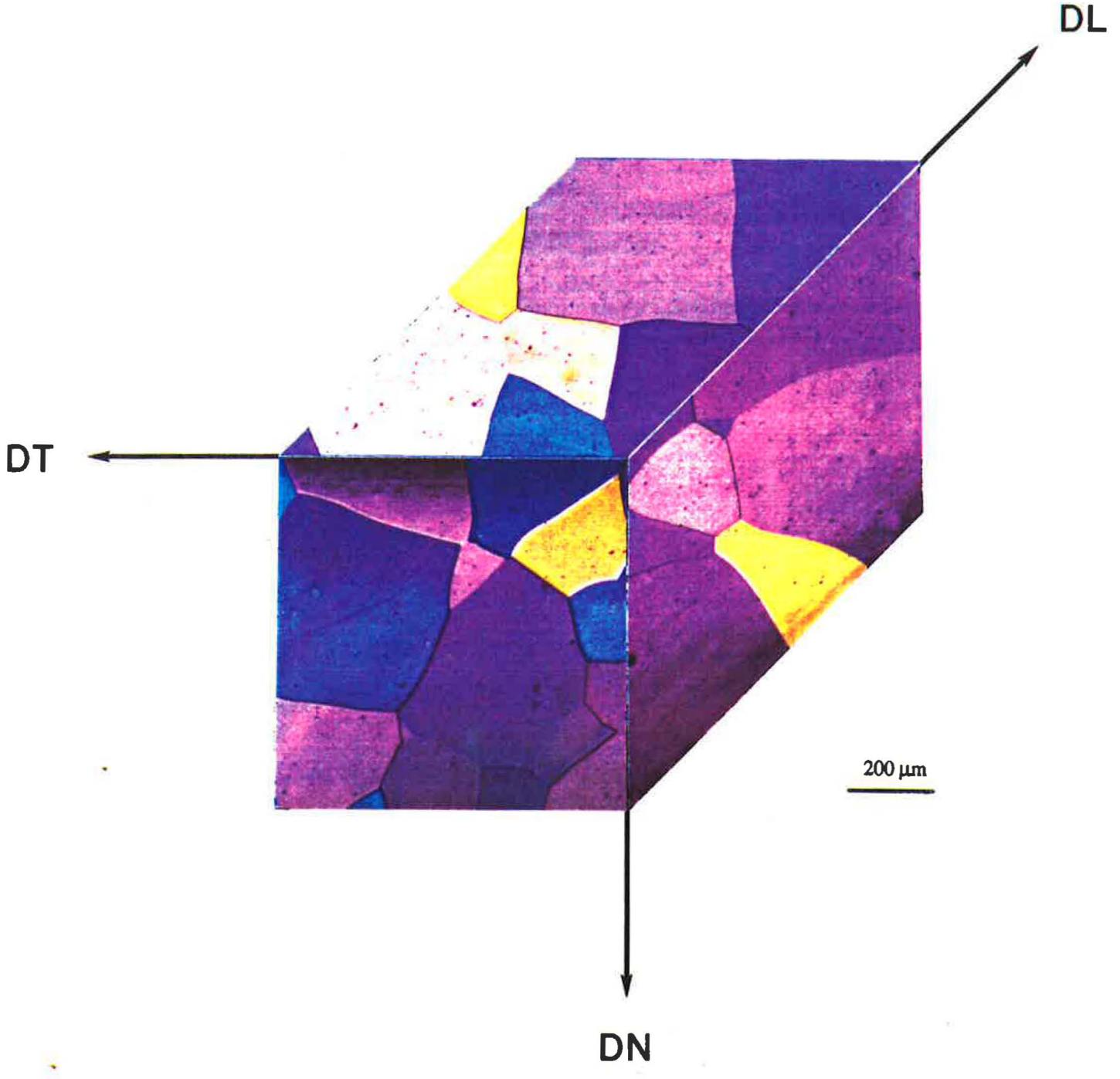
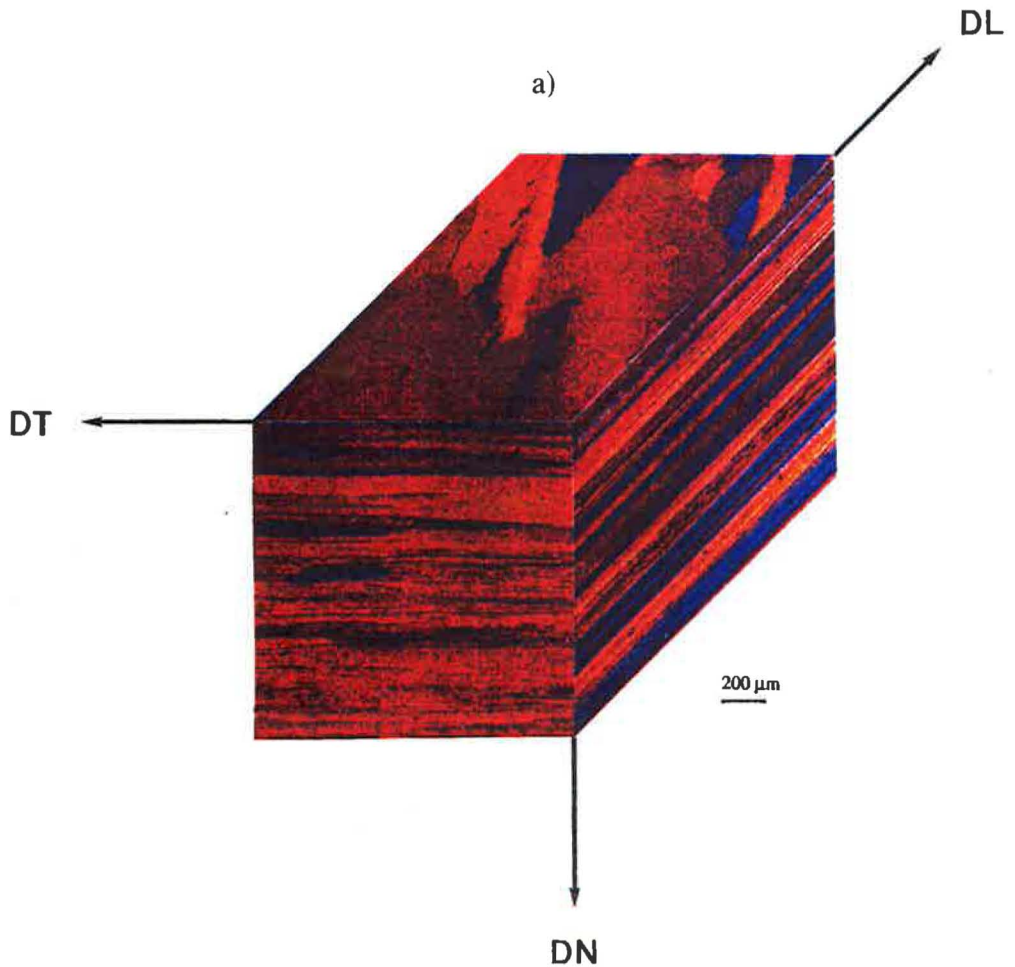


Figure A.I.24: Microstructure de l'alliage B laminé à chaud à ε_{LC}=1.2 (a) et à ε_{LC}=1.8 (b) après traitement thermique de durcissement.



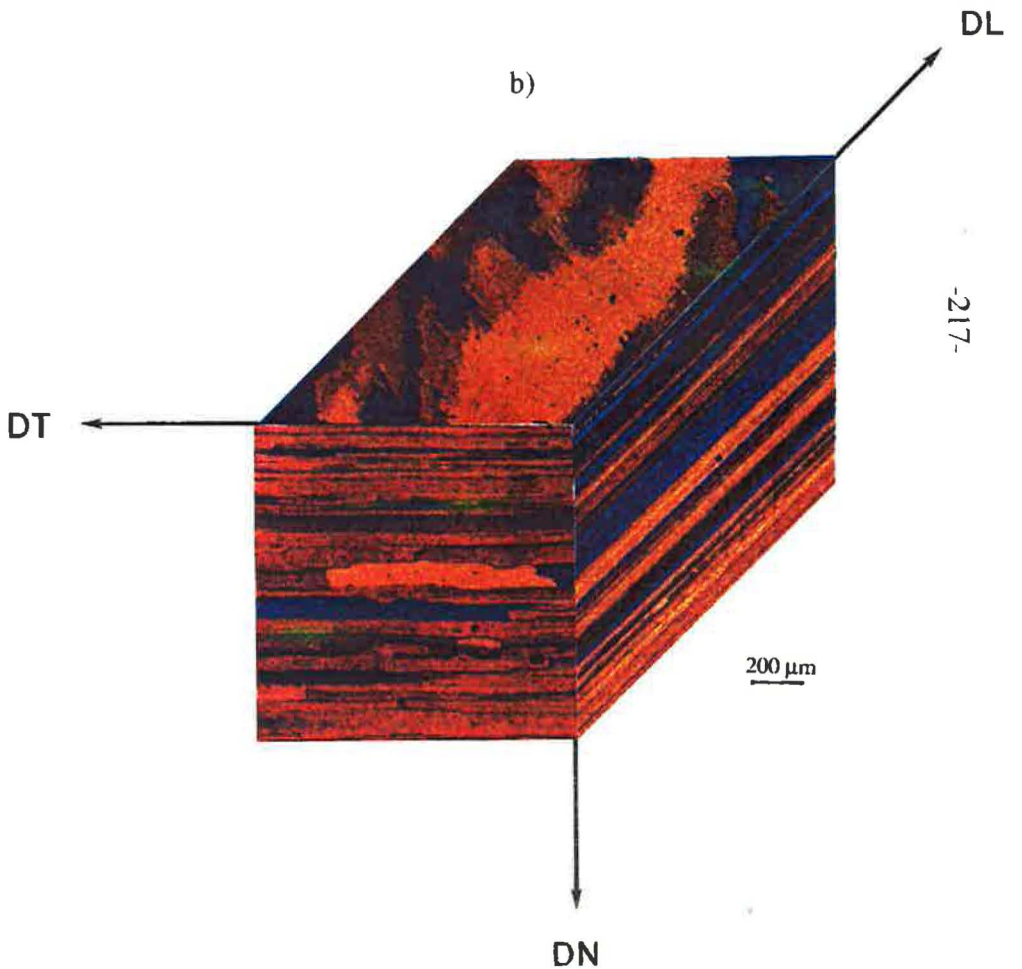
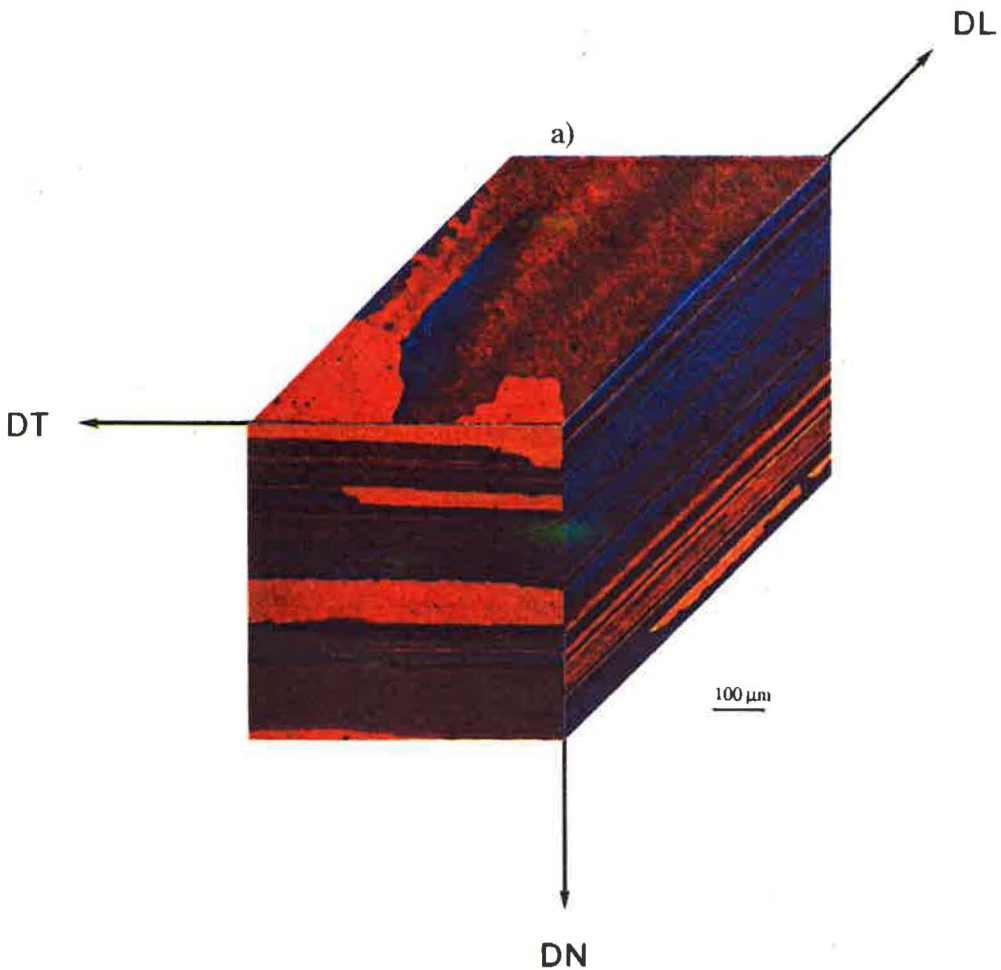


Figure A.I.25: Microstructure de l'alliage B laminé à chaud à ε_{LC}=2.5 (a) et de l'alliage C laminé à chaud à ε_{LC}=1.2 (b) après traitement thermique de durcissement.



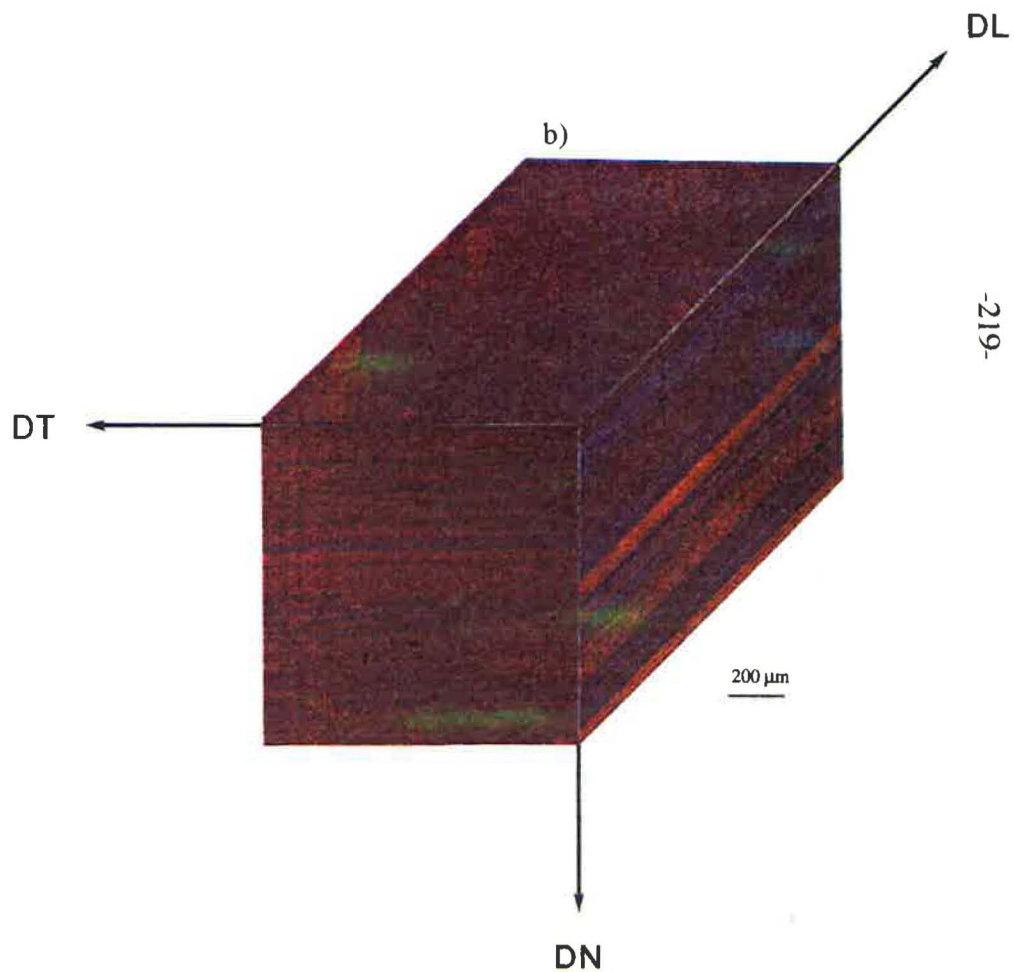
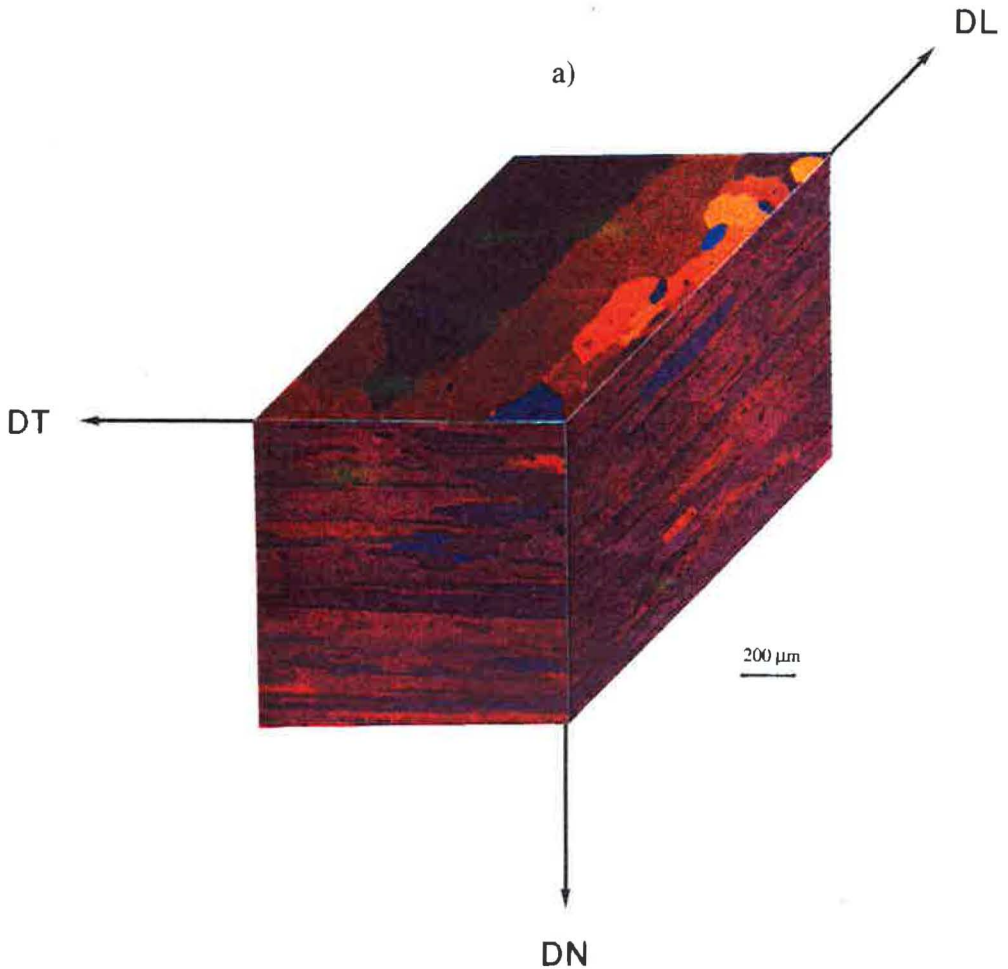
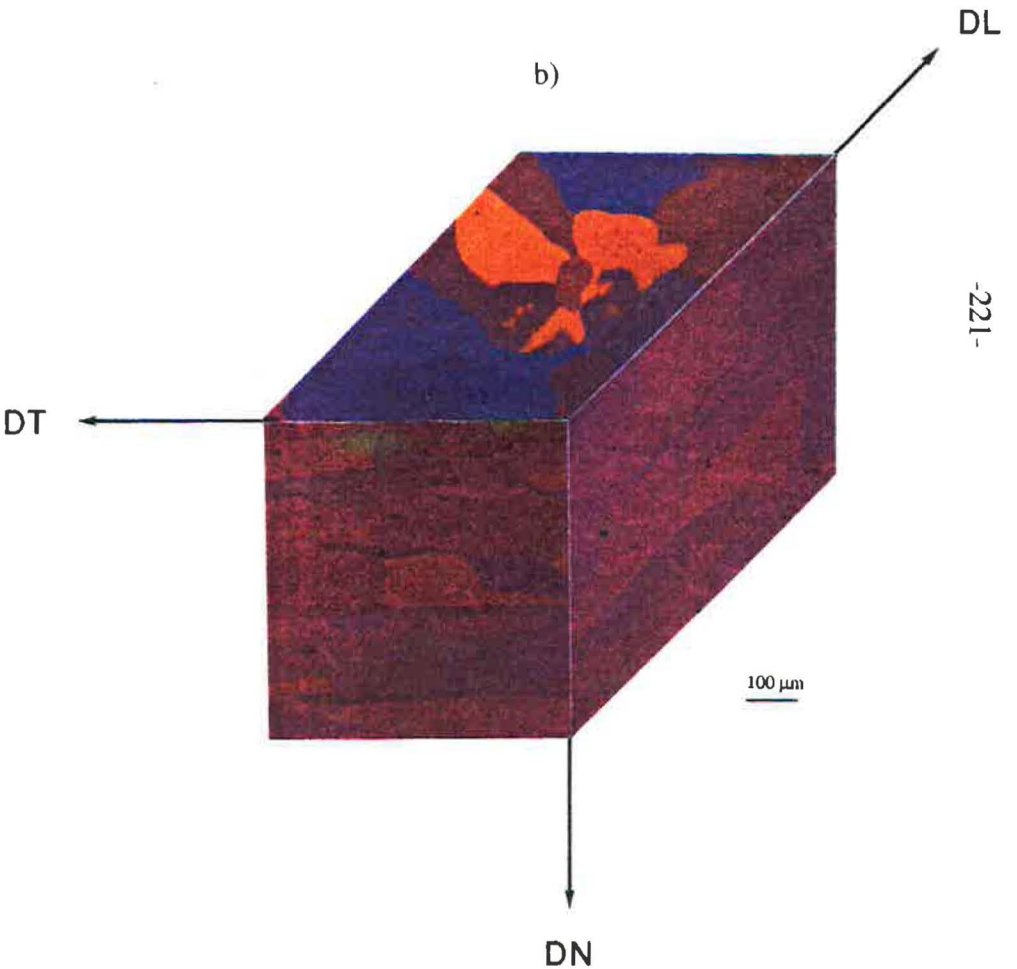


Figure A.I.26: Microstructure de l'alliage C laminé à chaud à ε_{LC}=1.8 (a) et à ε_{LC}=2.5 (b) après traitement thermique de durcissement.



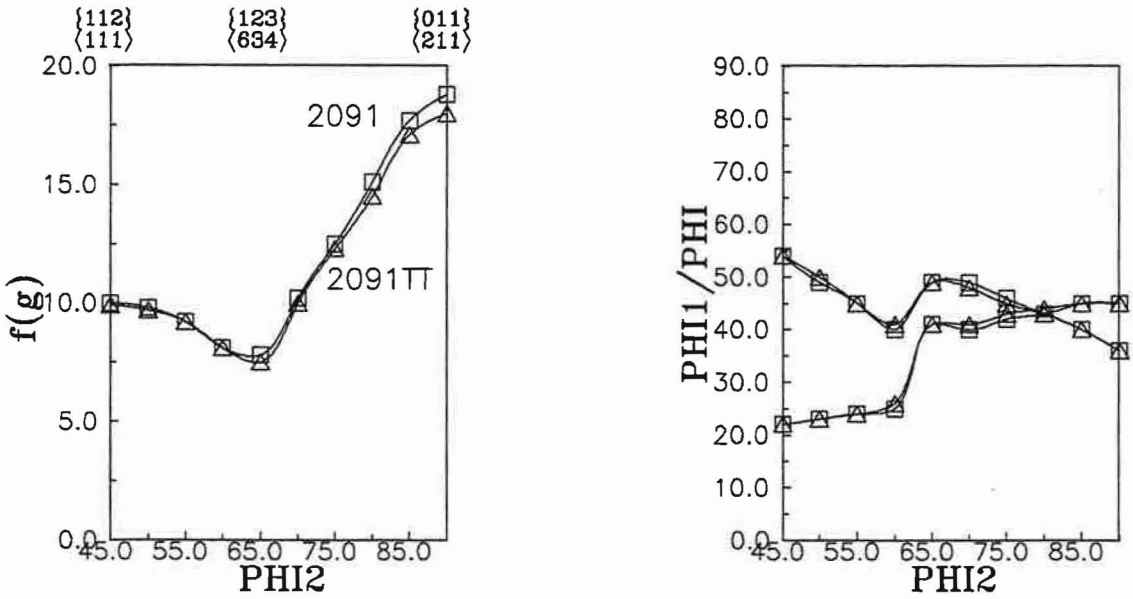


A.I.5. ALLIAGES INDUSTRIELS

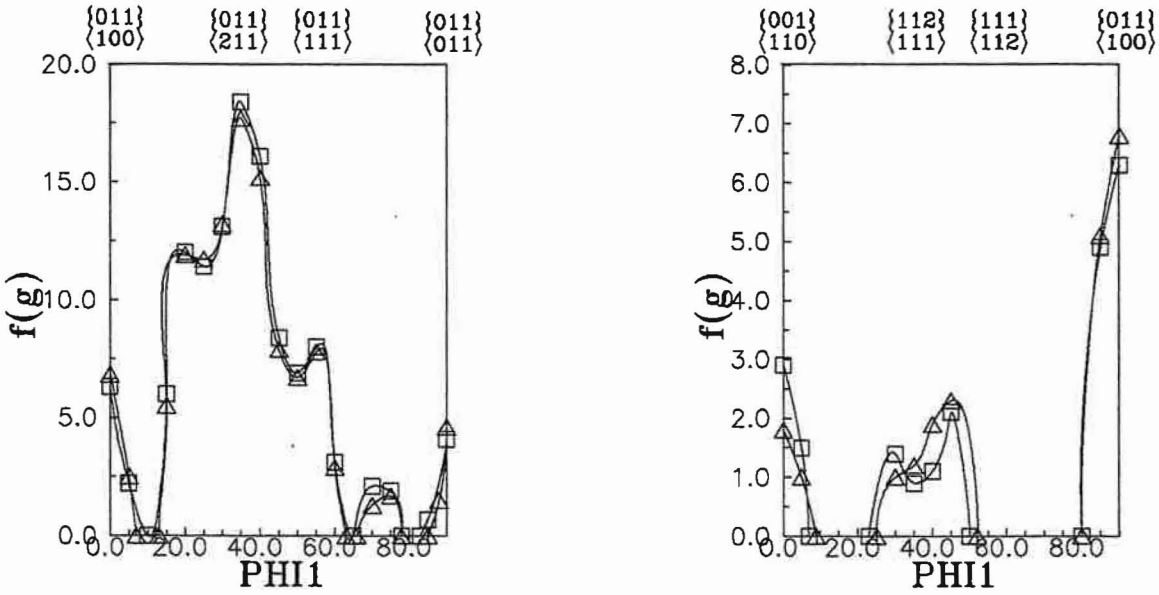
Les valeurs de f(g), tracées le long de la fibre β des alliages 2091 et 8090 à l'état de livraison, montrent bien la similitude de leurs textures - figures A.I.27 et A.I.28.

Ces deux alliages développent une forte texture de laminage. Le traitement thermomécanique de durcissement fait disparaître les orientations L et S dans l'alliage 8090. Elles sont remplacées par les composantes Goss et Cube (figure A.I.28). En revanche, la texture de l'alliage 2091 après le traitement reste quasiment identique-figure A.I.27.

Les figures A.I.29 et A.I.30 présentent la microstructure de ces alliages avant et après le traitement de durcissement.



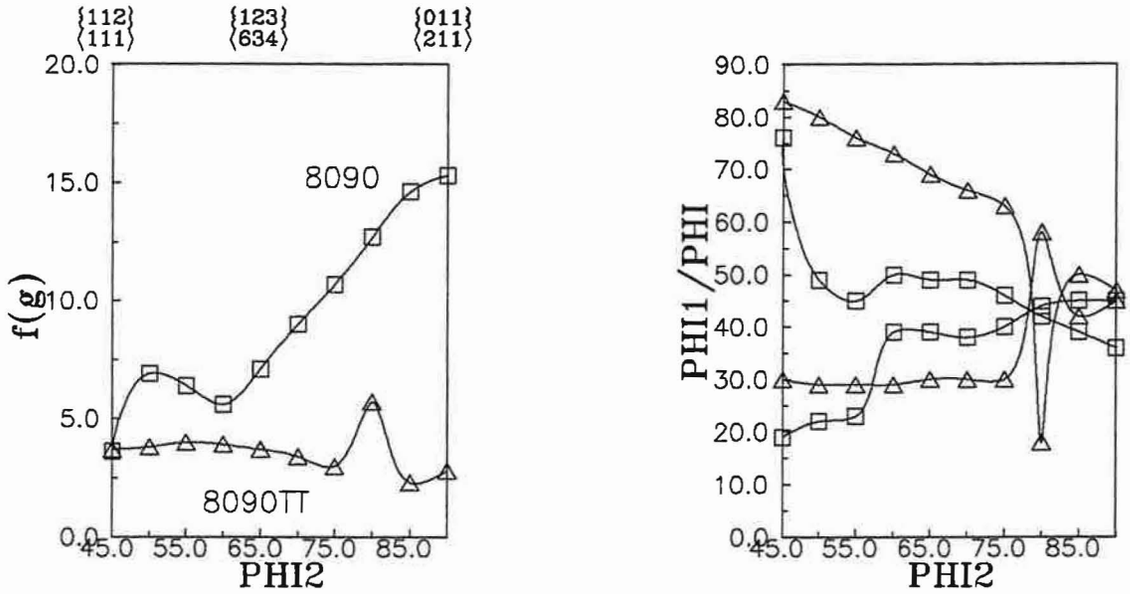
FIBRE β



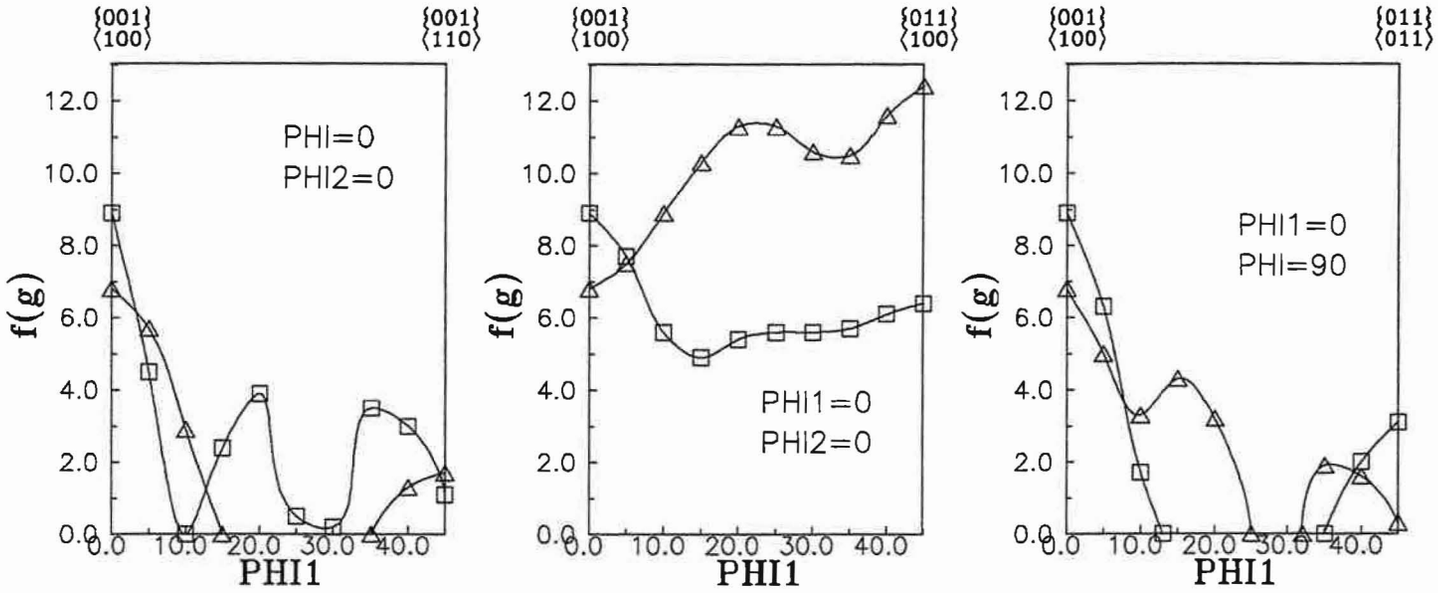
FIBRE α
<011> II DN

FIBRE τ
<011> II DT

Figure A.I.27: Densité des orientations le long des fibres β, α et τ pour l'alliage 2091 avant et après traitement de durcissement.



FIBRE β



CUBE ROTATION DN

CUBE ROTATION DL

CUBE ROTATION DT

Figure A.I.28: Densité des orientations le long des fibres β et Cube pour l'alliage 8090 avant et après traitement de durcissement.

Figure A.I.29: Microstructure des alliages industriels 2091 (a) et 8090 (b) à l'état de livraison.

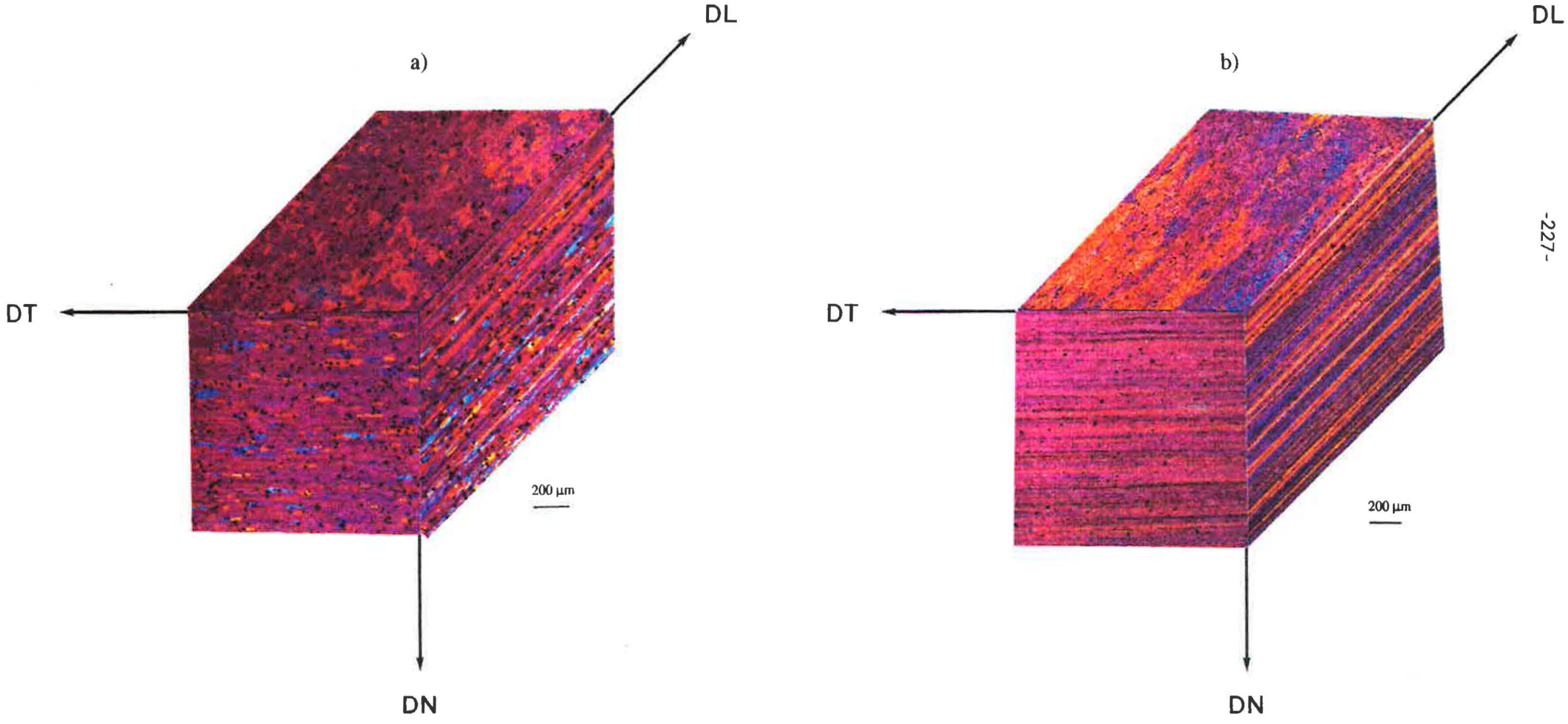
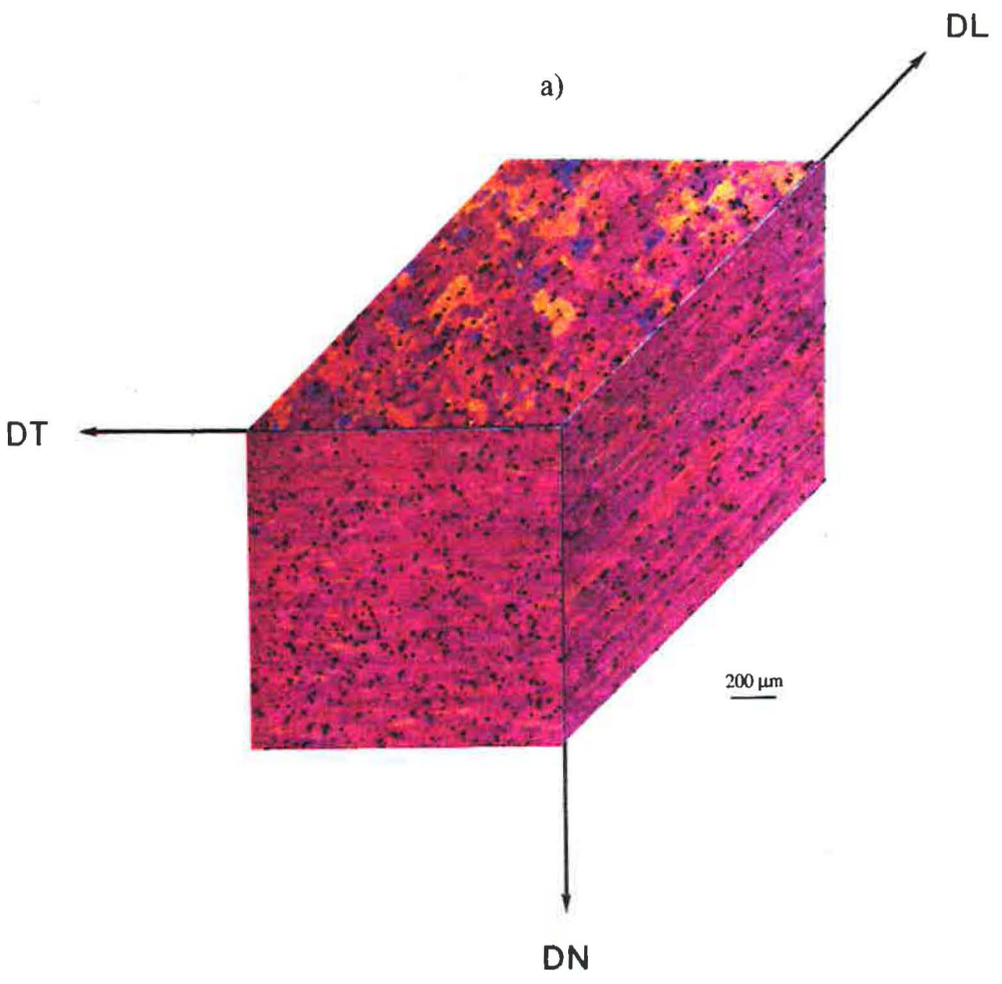
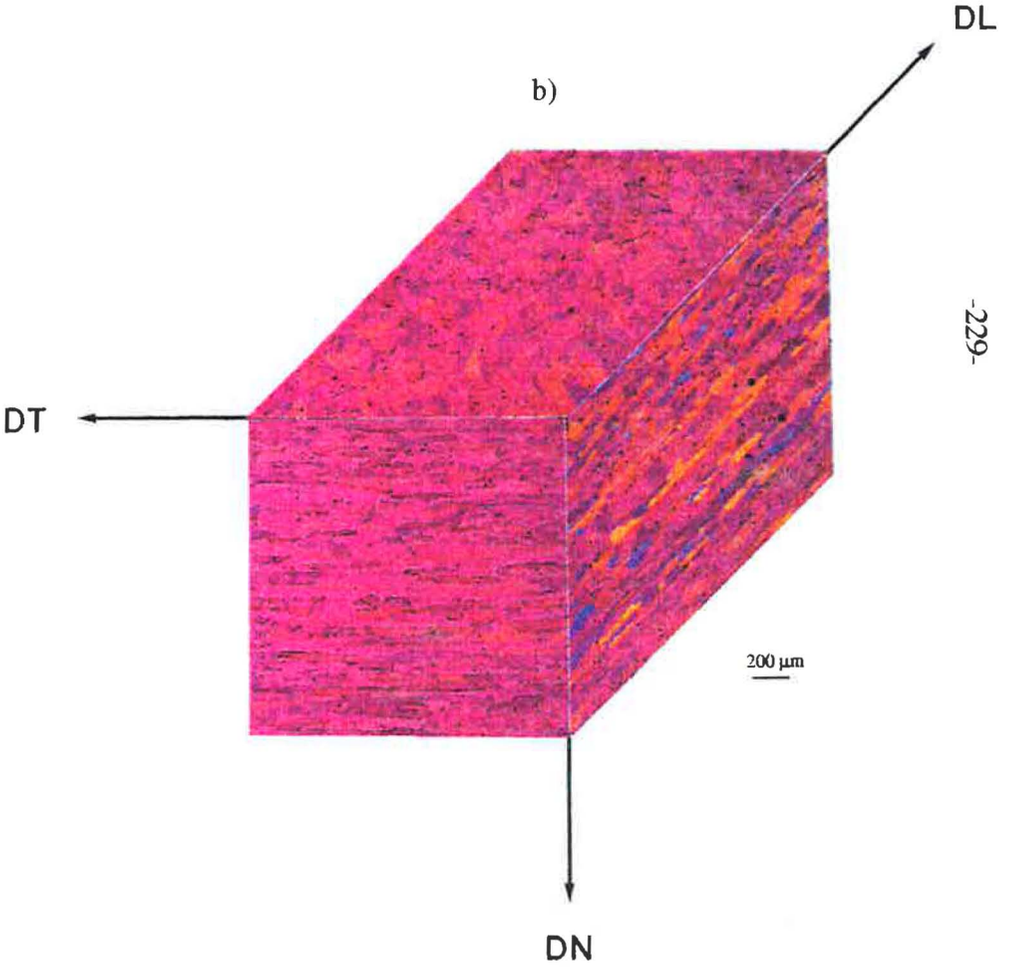


Figure A.I.30: Microstructure des alliages industriels 2091 (a) et 8090 (b) après traitement thermomécanique de durcissement.





ANNEXE II

EVOLUTION DES ORIENTATIONS DES GRAINS DANS UN ALLIAGE Al-Li DEFORME EN COMPRESSION PLANE

A.II.1. Essai de compression plane

Introduction

Une partie porte sur les rotations des orientations de grains dans un polycristal Al - 2.3% Li (alliage A). Nous avons utilisé l'essai de compression plane pour simuler un laminage parfaitement imposé au polycristal. L'essai de compression plane a été utilisé au cours de plusieurs travaux sur la plasticité (DRIVER et SKALLI, 1983; DRIVER et al., 1983; SKALLI et al., 1983; FORTUNIER, 1987; BUTLER et HU, 1989; AKEF et al., 1990). Le schéma de cet essai est présenté dans la figure A.II.1 Nous nous placerons constamment dans le référentiel montré dans cette figure.

Préparation des échantillons

Nous avons travaillé sur un échantillon à gros grains de diamètre 2 à 3 mm pour pouvoir mesurer les cisaillements de grains au cours de déformation et pour permettre leur étude par RX (nous n'avions pas disposé de technique ECP-étude de DEA).
Le matériaux brut utilisé s'est présenté sous forme de larget livré par CRV d'épaisseur 13 mm et de largeur 100 mm. Ce matériaux était partiellement recristallisé. Nous avons obtenu un échantillon complètement recristallisé à gros grains par la méthode suivante (figure II.11):
- découpage mécanique d'un échantillon de dimensions 13x16x35 mm
- recristallisation complète par un traitement thermique: 450 °C pendant 5 min
- déformation 2% (l'écrouissage critique) en traction dans le sens travers
- recuit à 550 °C pendant 24 heures - afin de se placer dans le domaine monophasé (figure I.1.)
- polissage mécanique au papier et attaque macroscopique afin de bien distinguer la forme des grains dans l'échantillon
- découpage de l'échantillon de compression plane de dimension l'épaisseur 6.5 mm, largeur 10 mm, longueur 16 mm.

Pour obtenir l'éprouvette ayant une forme parallélépipédique de cette dimension nous avons utilisé le découpage électrolytique. Le mode de découpage est présenté dans la

figure A.II.2 Nous avons poli au papier fin les quatre faces crées après découpage électrolytique (les faces de normales X_1, $-X_1$, $-X_2$ et $-X_3$. Nous avons terminé la préparation par un polissage électrolytique de la surface de normale $-X_3$ pour pouvoir observer l'allure des tracés des plans de glissement.
Sur deux faces (face de compression X_3 et l'une des faces de transverse $-X_1$) nous avons tracé une grille d'espacement de 1 mm à l'aide du microduromètre Leitz. Cette grille sert à visualiser la déformation de chaque grain.

Réalisation de l'essai de compression plane

L'essai de compression plane a été réalisé à l'aide d'une matrice de largeur variable et un poinçon de 10 mm de large. L'appareil a été fixé sur une machine de traction-compression Instron.
L'échantillon a été comprimé avec des arrêts à des intervalles de déformation rationelle de 0.15, 0.28 et 0.50 pour mesurer les orientation des grains. Après la prémière déformation nous avons examiné, sur les faces polies électrolytiquement, les traces des plans de glissement par l'observation en microscopie optique.
Chaque déformation a été réalisée avec la même vitesse de déplacement de la traverse égale à 0.2 mm/min ce qui correspond à une vitesse de déformation initiale $\varepsilon=5.1\times10^{-4}\ s^{-1}$.
Lors de l'essai nous avons diminué le frottement échantillon-matrice-poinçon en utilisant des feuilles de Téflon (0.05 mm d'épaisseur). Ceci permet de ne pas effacer la grille et d'éviter un cisaillement superficiel important.

Détermination des orientation des grains

Nous avons repéré vingt six grains sur la face X_3 de l'échantillon au cours de la déformation. Les orientations des grains ont été déterminées par RX:
- avant la déformation et jusqu'à une déformation rationelle de 0.15 par la méthode de LAÜE en retour
- déformations égales ou supérieures à 0.28 par analyse de texture (figures des pôles {220}).

Afin d'éviter au maximum le débordement du faisceau dans les grains voisins, pendant la mesure des orientations des grains en raison de leur taille relativement petite, nous avons masqué le reste d'échantillon. Pour cela, nous avons utilisé un mélange de poudre de plomb et de vernis protecteur, dosés environ en même proportion, permettant de ralentir la pénétration de rayons X.

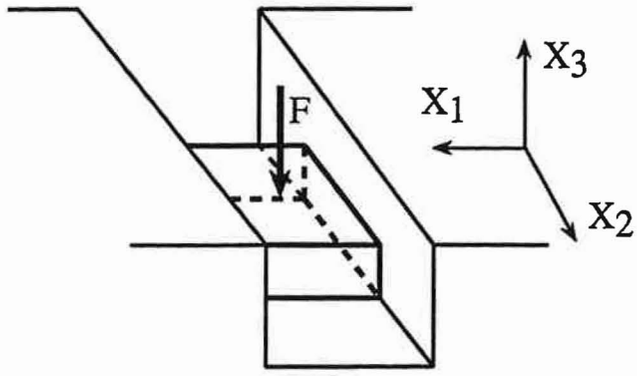


Figure A.II.1 : Schéma de l'essai de compression plane.

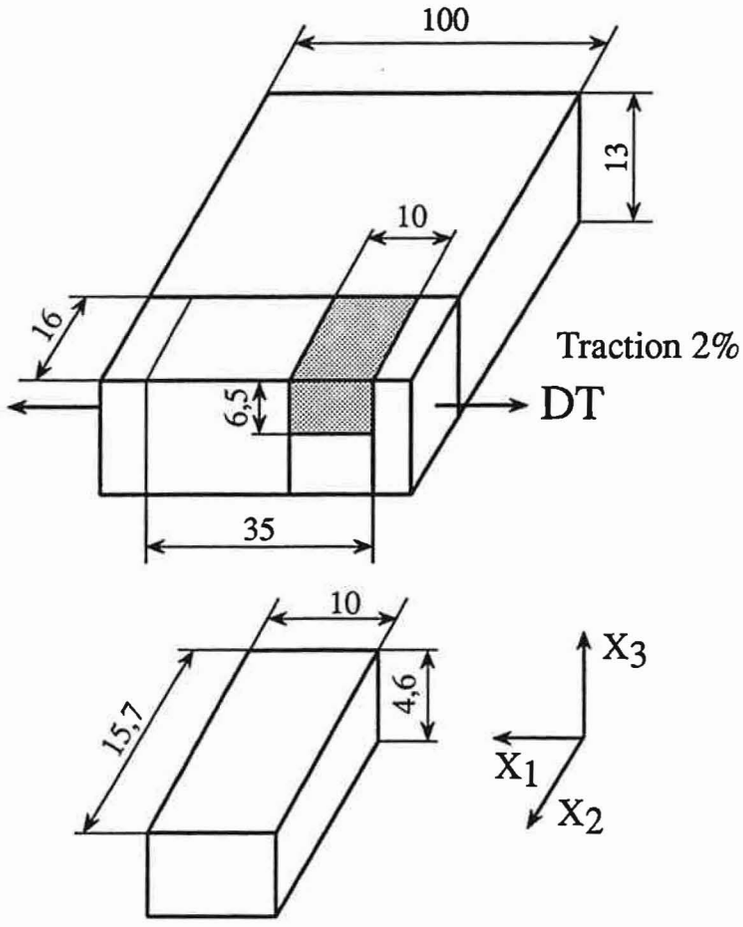


Figure A.II.2 : Mode de préparation de l'échantillon de compression plane.

A.II.2. Traces des plans de glissement

Les traces de plans de glissement sur la surface de normale $-X_3$, après la déformation $\varepsilon=0.48$, sont illustrées à la figure A.II.3.

Dans chaque grain nous pouvons distinguer au moins deux familles de plans de glissement. On observe également les traces non-rectilignes qui correspondent probablement au glissement dévié. La localisation de la déformation après ce taux de déformation se manifeste par des bandes de déformation qui traversent l'échantillon le long de la direction transverse-figure A.II.3.

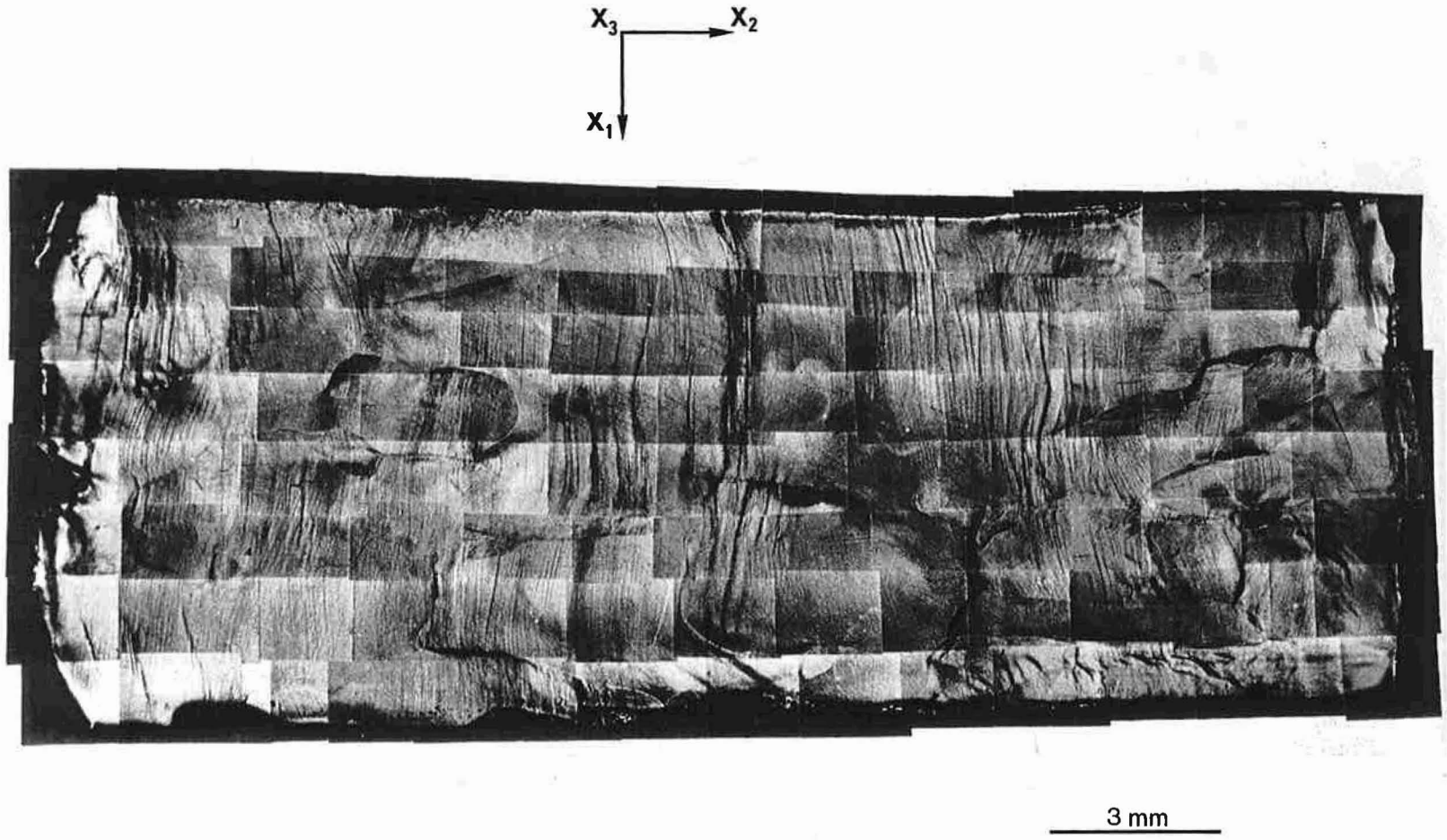
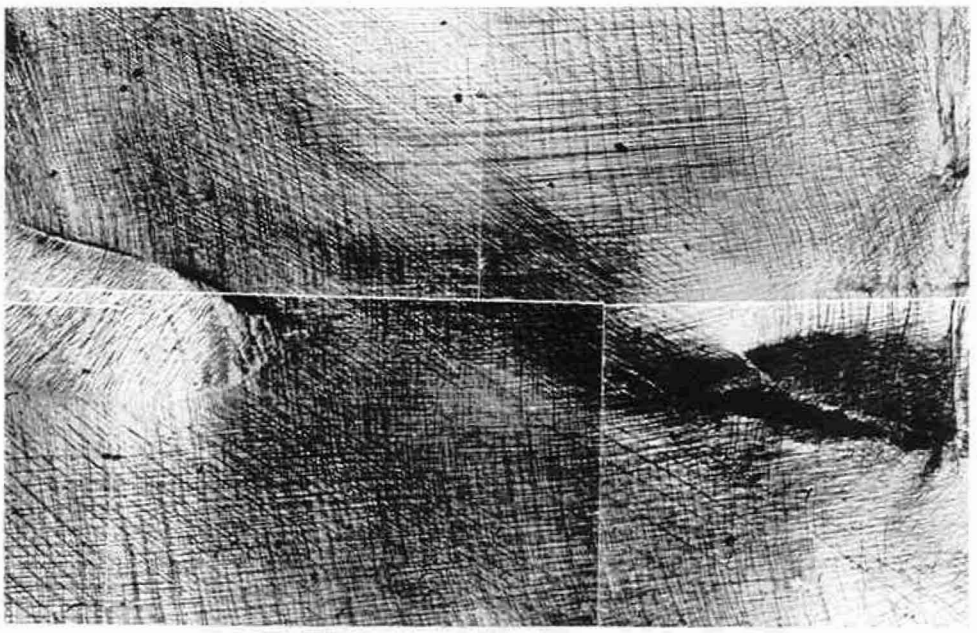
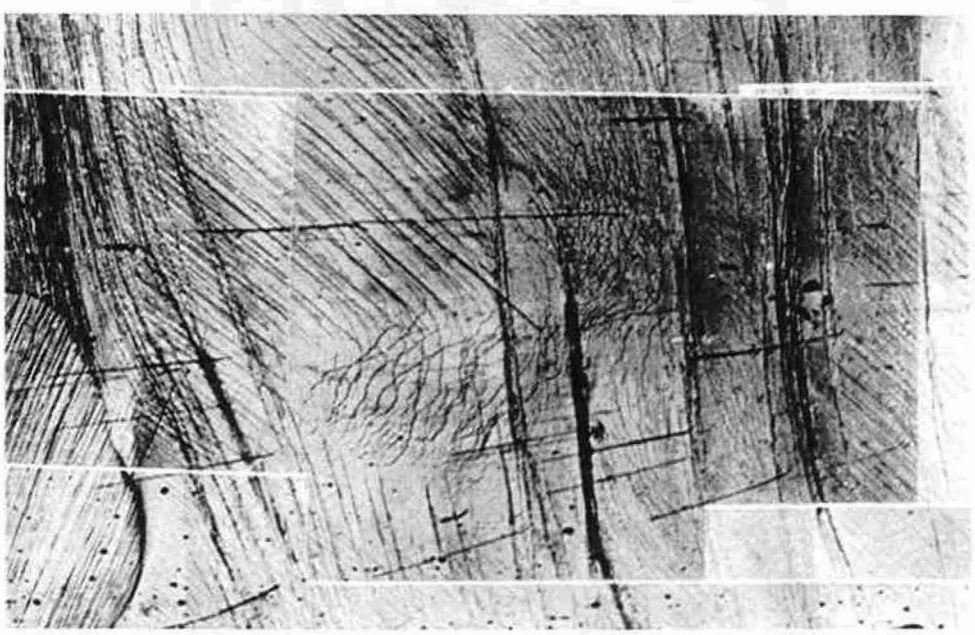


Figure A.II.3 a): Traces des plans de glissement sur la face de compression après déformation ε=0.48 (vue d'ensemble).



CENTRE



BORD

0,5 mm

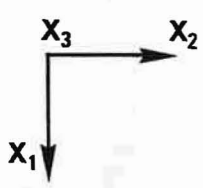
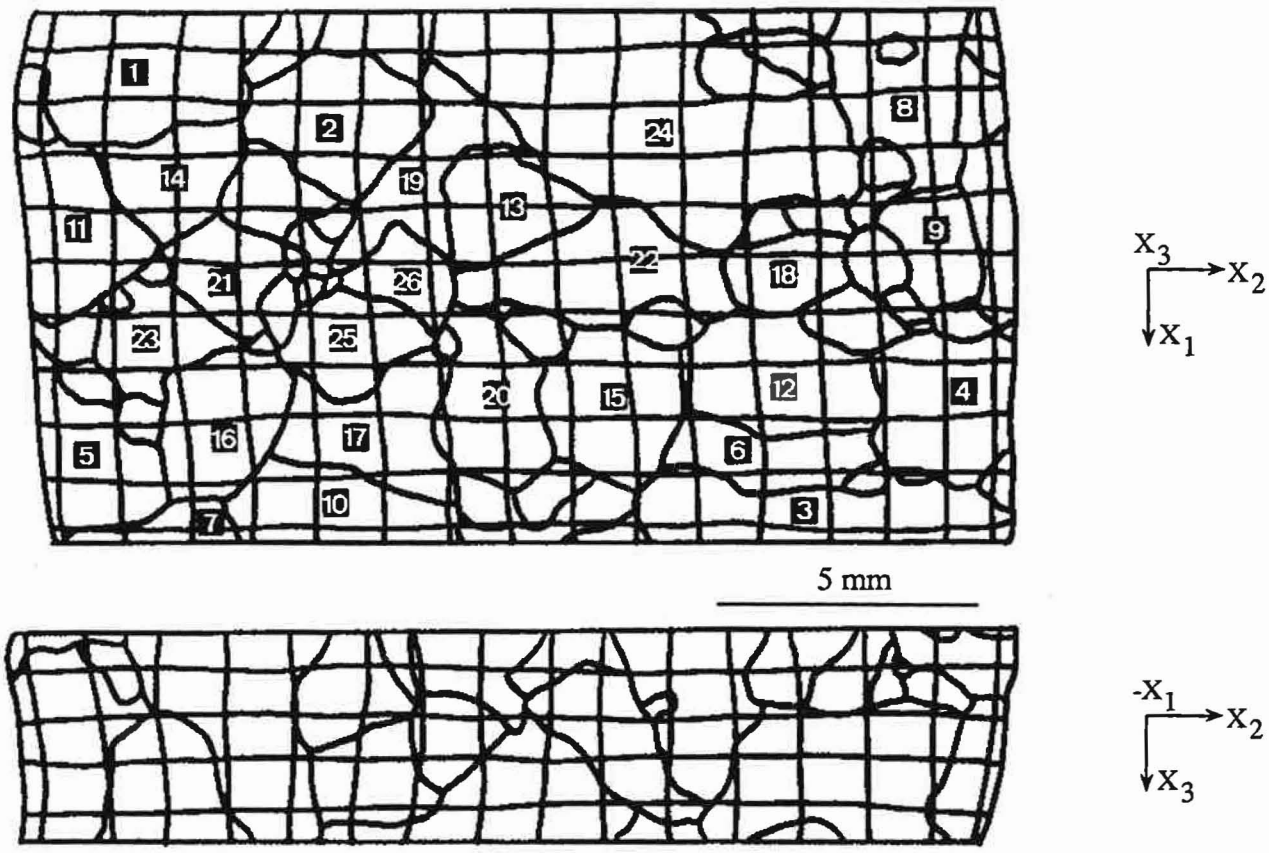


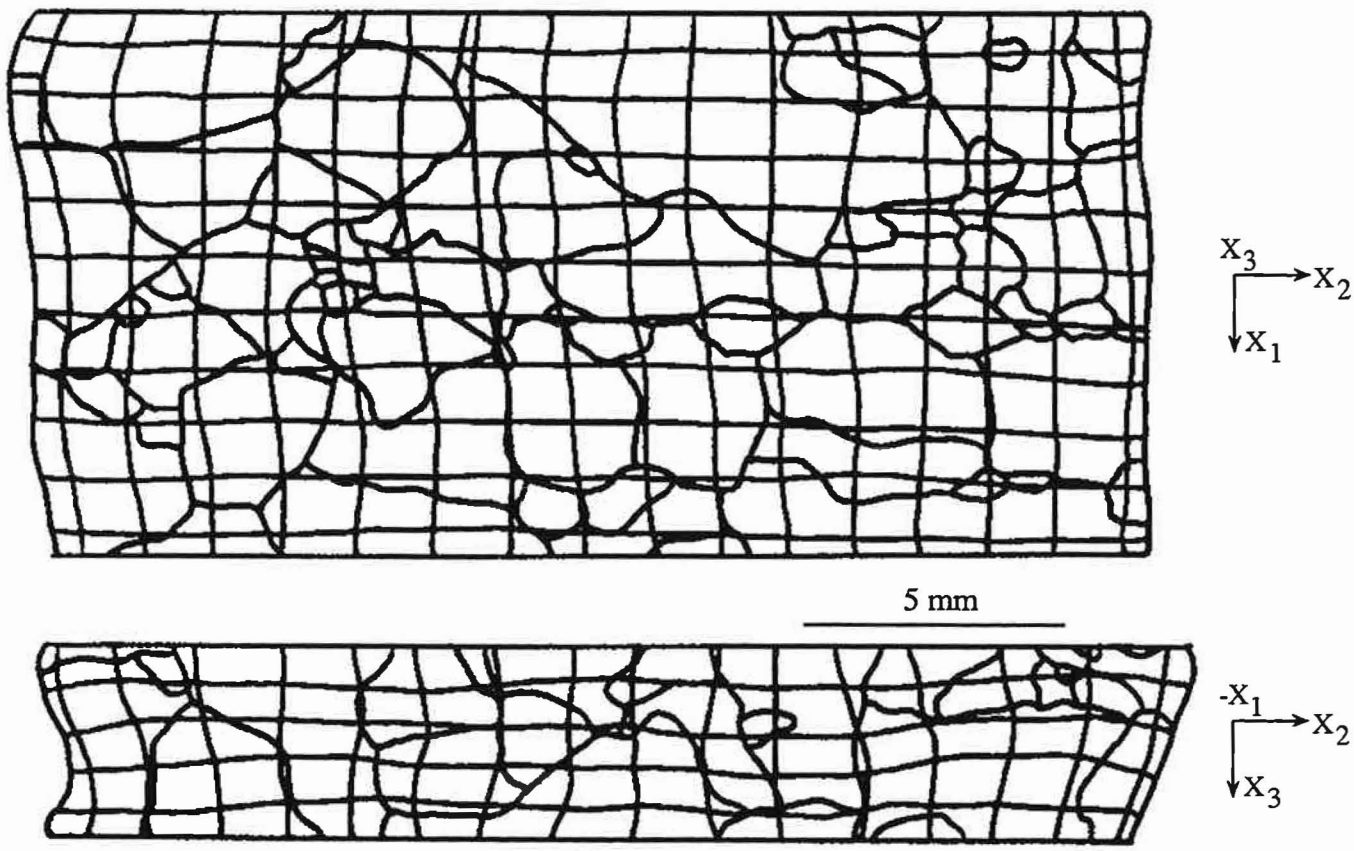
Figure A.II.3 b): Traces des plans de glissement dans les grains situés au centre et au bord de la face de compression (déformation ε=0.48).

A. II.3. Déformation des grains

L'évolution de la forme des grains en surface au cours des déformations ε=0.15 et 0.29 est présentée sur la figure A.II.4.
Nous observons l'augmentation du cisaillement ε_{12} (sur le plan (X_1,X_2)) et surtout de ε_{23} (sur le plan (X_2,X_3)) avec l'augmentation de la déformation.



$\varepsilon = 0{,}15$



$\varepsilon = 0{,}29$

Figure A.II.4 : Evolution de la forme des grains pour les déformations $\varepsilon = 0{,}15$ et $\varepsilon = 0{,}29$.

La comparaison des valeurs du cisaillement ε_{12} théoriques et expérimentales de quelques douzaines de grains peut être faite à partir du tableau T.II.1. En général, les prévisions théoriques s'accordent bien aux valeurs de ε_{12} expérimentales. Il faut noter également qu'il n'y a pas de différences importantes entre ε_{12} calculées pour un écrouissage isotrope et anisotrope.

N° de grain	ε_{12} expérim.	ε_{12} théorique			
		Ecrouissage isotrope		Ecrouissage anisotrope	
		RC2 (ε_{12})	RC3	RC2 (ε_{12})	RC3
1	- 0.18	- 0.05	- 0.14	- 0.04	- 0.11
5	0.16	0.17	- 0.12	0.17	- 0.12
7	- 0.04	- 0.17	- 0.25	- 0.18	- 0.27
12	0.06	0.07	0.19	0.10	0.21
13	0.12	0.10	0.22	0.13	0.20
16	0.08	0.03	- 0.03	0.03	- 0.05
18	- 0.21	- 0.16	- 0.23	- 0.18	- 0.23
19	0.08	0.03	- 0.11	0.03	- 0.08
22	0.09	- 0.07	- 0.15	- 0.05	- 0.11
23	0.08	- 0.15	- 0.20	- 0.14	- 0.18
25	0.22	0.14	0.14	0.14	0.14
26	0.14	- 0.04	- 0.14	- 0.02	- 0.11

Tableau T.II.1. Valeurs expérimentales et théoriques du cisaillement ε_{12} après la déformation ε=0.48.

A. II.4. Evolution de l'orientation des grains

Le tableau T.II.2. indique l'évolution expérimentale des orientations de 26 grains situés sur le plan de compression avant et après les déformations ε=0.15, 0.29 et 0.48.

Grain N°	ε ≃ 0,0			ε ≃ 0,15			ε ≃ 0,29			ε ≃ 0,48		
	φ1	Φ1	φ2	φ1	Φ1	φ2	φ1	Φ1	φ2	φ1	Φ1	φ2
1	139,	29,	72	148,	34,	66	148,	34,	61	146,	38,	64
2	139,	30,	72	146,	30,	68	152,	29,	56	150,	36,	58
3	- 50,	52,	47	- 59,	50,	55	- 59,	44,	69	- 73,	45,	84
4	- 85,	35,	54	- 88,	32,	54	- 97,	32,	64	- 113,	35,	76
5	- 137,	73,	19	- 136,	66,	1	- 120,	61,	- 8	- 118,	60,	- 14
6	- 70,	18,	79	- 88,	32,	54	- 54,	25,	83	- 51,	32,	75
7	- 70,	55,	23	- 136,	66,	1	- 51,	53,	8	- 55,	51,	5
8	- 58,	63,	15	- 58,	22,	82	- 61,	68,	21	- 63,	64,	18
9	- 74,	18,	8	- 67,	53,	21	- 78,	36,	2	- 78,	37,	1
10	138,	23,	88	- 59,	65,	21	143,	31,	64	153,	31,	58
11	62,	45,	3	- 71,	21,	1	50,	41,	15	47,	41,	16
12	- 29,	61,	23	146,	29,	75	- 17,	76,	38	- 22,	84,	40
13	- 174,	49,	29	- 165,	42,	17	- 165,	38,	16	- 159,	37,	18
14	- 55,	44,	87	- 54,	48,	86	- 42,	36,	78	- 34,	37,	71
15	- 54,	43,	3	- 56,	46,	11	- 59,	59,	12	- 58,	52,	12
16	- 102,	38,	95	- 87,	36,	86	- 92,	41,	86	- 95,	38,	89
17	- 39,	120,	64	- 30,	29,	56	- 37,	30,	57	- 35,	37,	56
18	- 40,	44,	66	- 42,	39,	74	- 44,	40,	79	- 47,	40,	84
19	162,	20,	55	167,	28,	54	164,	30,	57	168,	33,	51
20	142,	30,	79	143,	30,	74	147,	28,	66	149,	37,	63
21	- 56,	56,	1	- 53,	55,	9	- 62,	60,	15	- 61,	58,	16
22	144,	25,	73	146,	28,	77	155,	31,	66	149,	33,	72
23	131,	35,	83	141,	37,	75	139,	37,	72	142,	36,	69
24	135,	35,	78	140,	41,	73	143,	34,	67	143,	38,	65
25	- 111,	45,	87	- 115,	47,	98	- 109,	44,	89	- 112,	48,	85
26	- 57,	67,	11	- 62,	60,	23	- 55,	60,	12	- 57,	61,	19

Tableau T.II.2. Evolution des orientations des grains au cours de la compression plane.

L'introduction de la matrice d'écrouissage anisotrope dans les calculs des rotations de grains ne change pas beaucoup les prévisions. En conséquence, nous ne tenons compte que des résultats de l'écrouissage isotrope. Les tableaux T.II.3 et T.II.4 montrent les orientations théoriques de huit grains dans le cas de l'écrouissage isotrope et de l'écrouissage anisotrope pour tous les modèles de déformation.

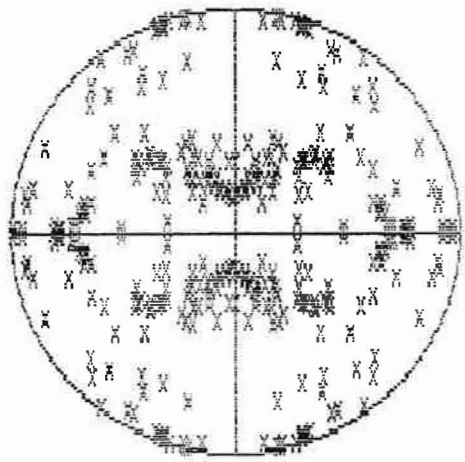
Numéro de Grains	F C								
	$\varepsilon \approx 0.15$			$\varepsilon \approx 0.29$			$\varepsilon \approx 0.48$		
	φ_1	ψ	φ_2	φ_1	ψ	φ_2	φ_1	ψ	φ_2
1	140	30	72	142	31	71	144	31	71
3	- 45	51	44	- 42	49	43	- 38	45	44
11	61	44	3	60	43	3	58	42	4
12	- 34	67	23	- 38	71	23	- 41	74	24
13	172	42	36	172	35	42	170	31	48
17	- 38	24	67	- 36	26	68	- 34	28	68
18	- 44	40	73	- 45	38	76	- 44	36	76
22	148	27	69	151	28	66	153	29	65
	R C 1								
1	144	32	65	148	36	61	150	38	58
3	- 50	42	54	- 51	37	61	- 54	38	65
11	60	45	5	59	45	7	57	45	9
12	- 29	61	22	- 28	60	20	- 28	60	19
13	- 172	52	20	- 172	56	13	- 172	60	5
17	- 39	23	63	- 39	25	62	- 41	27	61
18	- 40	40	69	- 40	38	70	- 38	38	68
22	150	29	65	154	33	60	158	37	56
	R C 2 (ε_{13})								
1	145	32	66	149	35	61	151	38	60
3	- 61	45	66	- 69	43	79	- 70	42	83
11	58	43	6	56	42	8	53	40	10
12	- 36	66	26	- 36	67	26	- 35	67	27
13	- 172	39	30	- 172	36	34	- 176	36	39
17	- 36	25	60	- 35	29	58	- 36	33	57
18	- 44	40	73	- 43	38	73	- 38	38	68
22	151	29	65	156	33	60	161	36	55
	R C 2 (ε_{12})								
1	144	32	66	147	36	61	150	37	60
3	- 52	43	56	- 53	38	61	- 57	39	68
11	63	45	2	64	45	1	63	45	1
12	- 35	67	24	- 37	67	26	- 41	69	28
13	- 167	42	24	- 164	38	23	- 165	37	28
17	- 33	25	58	- 30	29	55	- 27	34	52
18	- 40	40	68	- 39	40	67	- 37	40	65
22	150	29	66	154	33	61	155	35	60
	R C 3								
1	142	32	66	145	35	62	137	36	72
3	- 63	46	67	- 73	44	81	- 79	44	90
11	64	45	0	67	45	2	63	45	2
12	- 31	67	20	- 31	72	25	- 30	74	29
13	- 159	48	12	- 146	50	- 1	- 137	53	- 12
17	- 37	25	60	- 35	29	57	- 41	32	62
18	- 50	42	80	- 54	43	85	- 55	43	86
22	149	29	65	150	33	61	145	35	65

Tableau T.II.3. Orientations théoriques de huit grains dans les cas d'un écrouissage isotrope.

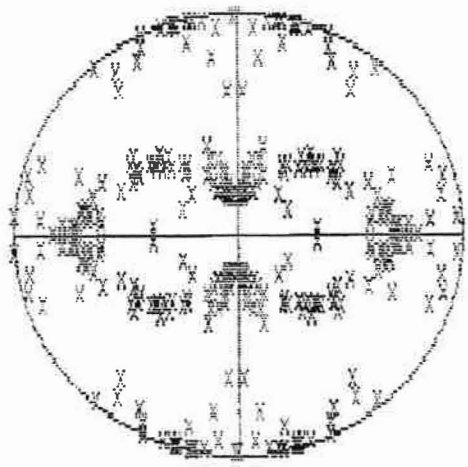
Numéro de Grains	F C								
	$\varepsilon \approx 0.15$			$\varepsilon \approx 0.29$			$\varepsilon \approx 0.48$		
	φ_1	ψ	φ_2	φ_1	ψ	φ_2	φ_1	ψ	φ_2
1	140	30	72	142	30	71	144	31	70
3	- 44	51	42	- 35	50	35	- 19	51	22
11	61	44	3	60	43	3	59	42	4
12	- 34	67	23	- 38	71	23	- 41	74	24
13	- 172	41	26	- 172	36	28	- 173	31	34
17	- 38	24	67	- 36	26	68	- 34	28	68
18	- 44	40	73	- 45	38	76	- 44	36	76
22	148	27	69	151	28	66	153	29	65
	R C 1								
1	144	33	66	148	36	61	151	39	57
3	- 50	42	54	- 51	37	62	- 54	38	66
11	60	45	5	59	45	7	57	45	9
12	- 29	61	22	- 28	60	20	- 28	60	19
13	- 172	52	20	- 172	56	13	- 171	60	5
17	- 36	23	60	- 36	25	59	- 39	27	59
18	- 41	39	70	- 41	38	70	- 39	37	69
22	150	29	65	154	33	60	157	37	56
	R C 2 (ε_{13})								
1	145	32	66	149	35	61	151	37	58
3	- 61	45	66	- 69	43	79	- 72	42	87
11	62	43	1	57	42	6	52	41	12
12	- 36	66	26	- 40	68	29	- 41	58	30
13	- 172	40	30	- 172	34	33	- 174	33	38
17	- 35	25	59	- 35	29	57	- 36	33	57
18	- 45	39	74	- 45	38	76	- 39	38	69
22	151	29	65	156	33	60	161	36	55
	R C 2 (ε_{12})								
1	144	32	66	147	36	61	151	39	57
3	- 52	43	56	- 51	36	59	- 55	37	67
11	65	45	- 1	65	45	- 2	65	45	- 2
12	- 35	67	24	- 38	70	26	- 41	73	30
13	- 167	42	24	- 159	37	23	- 160	37	21
17	- 33	25	58	- 30	29	55	- 27	34	52
18	- 44	39	68	- 41	41	67	- 42	42	71
22	150	29	66	154	33	61	157	37	57
	R C 3								
1	142	32	66	145	35	62	141	37	66
3	- 63	46	67	- 73	44	81	- 82	- 136	94
11	67	45	- 5	67	45	- 5	65	45	- 2
12	- 31	67	20	- 34	72	25	- 33	74	29
13	- 159	48	12	- 146	50	- 1	- 136	51	- 12
17	- 37	25	60	- 35	29	57	- 34	34	54
18	- 50	42	80	- 58	- 138	91	- 58	- 137	90
22	149	29	65	151	33	60	152	37	56

Tableau T.II.4. Orientations théoriques de huit grains dans les cas d'un écrouissage isotrope.

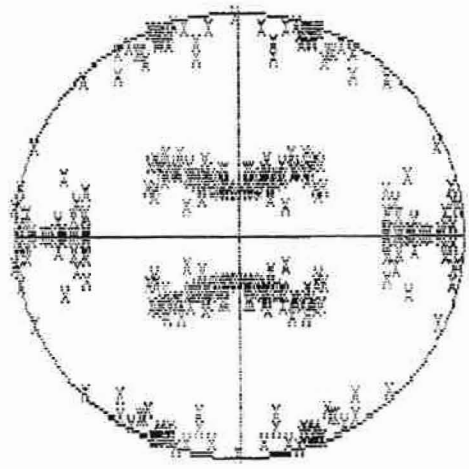
La figure A.II.5 présente les figures de pôles {111} théoriques pour les modes de déformation RC1, RC2(ε_{13}) et RC3 à ε=0.48. Elles s'accordent moins bien avec celle expérimentale présentée sur la figure V.6.



RC1



RC2 (ε_{13})



RC3

Figure A.II.5 : Figures de pôles {111} de 26 grains d'alliage A déformé à ε = 0,48 pour les modèles RC1, RC2(ε_{13}) et RC3.

Nous présentons les rotations cristallines des 26 grains du plan de compression classés en terme de modes de déformation. Dans chaque groupe nous discutons l'évolution de l'orientation des grains choisis:

FC

Il n'y a qu'un seul grain (numéro 4) qui suit ce mode de déformation. Situé au bord de l'échantillon il tourne de l'orientation initiale (-85, 35, 54) vers une orientation qui n'est pas de laminage proche de (-113, 35, 76)-figures A.II.6 et A.II.7. Le cisaillement expérimental ε_{12} de ce grain est presque nul ($\approx$0.03).

RC1

Parmi cinq grains qui se déforment selon le mode RC1, qui tous tournent vers l'orientation de type S, nous en avons choisi deux pour une analyse détaillée: le grain numéro 2 et le grain numéro 20.

Situé près du bord de l'échantillon , le cisaillement expérimental ε_{12} du grain numéro 2 est égal à -0.10 ce qui n'est pas prevu par ce mode de déformation. Notons que la rotation expérimental de ce grain est également en bon accord avec le mode RC2(ε_{12})-figures A.II.8 et A.II.9. De l'orientation initiale située entre S et L (139, 30, 72), il tourne vers S à ε=0.48 (150, 36, 58).

Le comportement du grain numéro 20, également situé près du bord, est caractérisé par un cisaillement expérimental $\varepsilon_{12}\approx$0.09. A ε=0.48 ce grain tourne vers l'orientation S (149, 37, 63)-figures A.II.10 et A.II.11. La meilleur corrélation est obtenu avec le mode RC2(ε_{13}) qui prévoit (156, 36, 59).

RC2(ε_{13})

Cinq grains de ce groupe tournent vers l'orientation S et un vers l'orientation Goss. Nous présentons l'évolution de l'orientation cristalline de ce dernier (numéro 3) et l'un de ceux tournant vers S (numéro 14). Le comportement du grain 3 est caractérisé par un cisaillement expérimental qui fait passer X_3 de <111> vers <101> et X_2 du centre du triangle vers <010>-figures A.II.12 et A.II.13. Cette rotation suit les prévisions du mode RC2(ε_{13}) mais une bonne corrélation est prévue également avec le modèle RC3-figure A.II.13.

Le grain 14, dont la rotation cristalline est présentée sur les figures A.II.14. et A.II.15., subit un cisaillement $\varepsilon_{12}\approx$0.10. De l'orientation initiale L (-55, 44, 87), il tourne à ε=0.48 vers S_3 (-34, 37, 71).

RC2(ε_{12})

Dans ce groupe constitué de neuf grains, nous en avons choisi cinq qui représentent un bon échantillonage des rotations découvertes sur le plan de compression à ε=0.48 (vers l'orientation de type fibre β, Goss et aléatoire).

Dans le cas du grain numéro 1, qui tourne vers l'orientation S (figures A.II.16 et A.II.17), la valeur calculée de ε_{12} est très faible. Notons que le cisaillement expérimental maximal de ce grain est égal ≈-0.18. Nous remarquons également que les rotations sont relativement faibles et qu'elles suivent les prévisions du mode RC2(ε_{12}).

Les figures A.II.18 et A.II.19 donnent la rotation de l'un des deux grains qui dans ce groupe, tournent vers l'orientation aléatoire. Il s'agit du grain numéro 13, situé au milieu du polycristal, dont le cisaillement expérimental est assez important (environ 0.12 à ε=0.48).La rotation moyenne constatée vers (-159, 37, 18) est prévue avec une bonne précision par ce mode de déformation avec un cisaillement ε_{12} de 0.10.

Le grain numéro 16 est le seul grain dans ce groupe qui tourne vers l'orientation proche de Goss (-95, 38, 89)-figures A.II.20 et A.II.21).Notons que la rotation expérimentale de ce grain est relativement faible. La moins mauvaise corrélation modèle-expérience est constatée pour le modèle RC2(ε_{12}) pour lequel un cisaillement ε_{12}=0.08 est donné (valeur calculée de ε_{12} faible égale à 0.03).

Il n'y a qu'un seul grain (numéro 19) qui tourne vers une orientation proche de Cu. Sa rotation expérimentale de quelques degrés vers (168, 33, 51) est en accord avec celle prévue par le mode RC2(ε_{12}): (168, 35, 49)-figures A.II.22 et A.II.23. Le cisaillement expérimental de ce grain est très faible ce qui est également prévu par ce modèle (tableau T.II.1.).

Le grain 25 est situé au milieu du polycristal.Il apparaît que ce mode de déformation prévoit assez bien la rotation cristalline de ce grain vers l'orientation ≈L-figures A.II.24 et A.II.25. Le cisaillement théorique ε_{12} est égal à 0.14 mais la valeur expérimentale dépasse la prévision et vaut 0.22.

RC3

Il y a trois grains dans ce groupe. Deux d'entre eux (7 et 18) tournent vers l'orientation L à ε=0.48 et le troisième vers S (numéro 12). Pour une analyse détaillée de la rotation cristalline nous avons choisi le grain 7 situé au bord (figure V.3.). Il tourne de l'orientation initiale proche de S (-70, 55, 23) vers L (-55, 51, 5) à ε=0.48-figures A.II.26 et A.II.27. Notons également que le cisaillement expérimental ε_{12} de ce grain est presque nul ce qui n'est prevu ni par le mode RC3 (ε_{12}≈-0.25) ni par le mode RC2(ε_{12}) (ε_{12}≈-0.17).

?

Dans ce groupe nous ne trouvons que deux grains dont les rotations ne suivent pas les modèles actuels (9 et 15). Le premier grain (comme indiqué ci-dessous) tourne vers l'orientation Goss et le deuxième vers l'orientation S. Expérimentalement, le grain 9 tourne de l'ordre de 20° depuis l'orientation initiale (-74, 18, 8) vers celle proche de Goss (-78, 37, 1). Le cisaillement expérimental est très faible et vaut environ 0.06. Les figures A.II.28 et A.II.29 montrent qu'aucun modèle de déformation ne prévoit la rotation de ce grain.

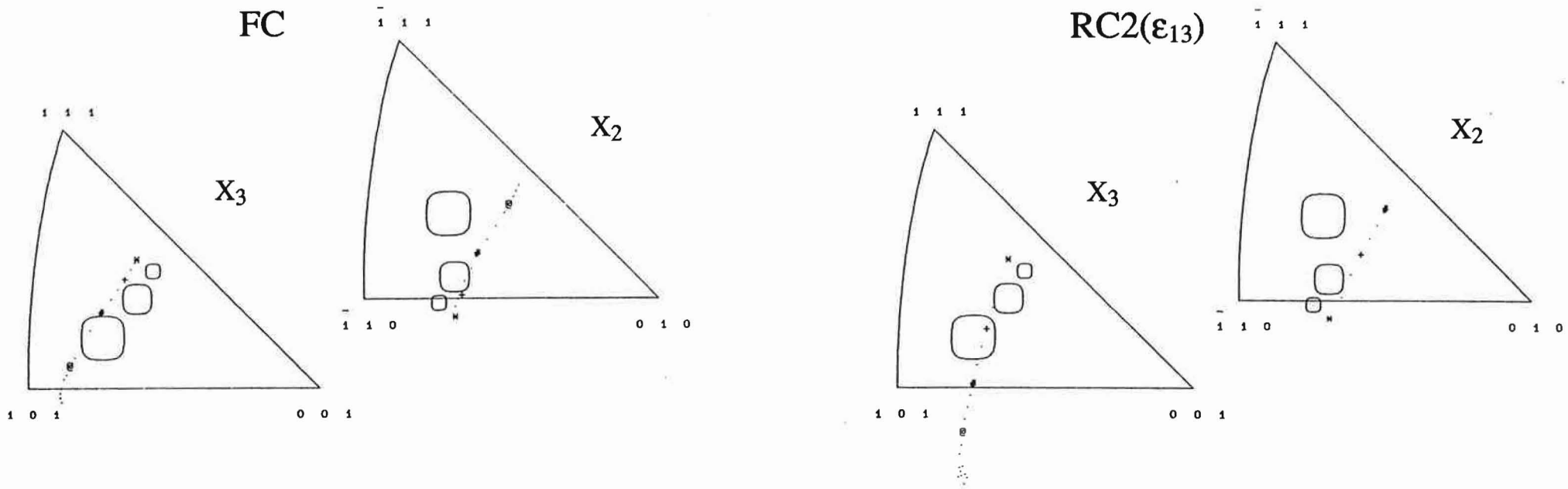


Figure A.II.6: Rotations cristallines théoriques (FC, RC1, RC2(ε_{13}), RC2(ε_{12})) et expérimentale du grain 4.

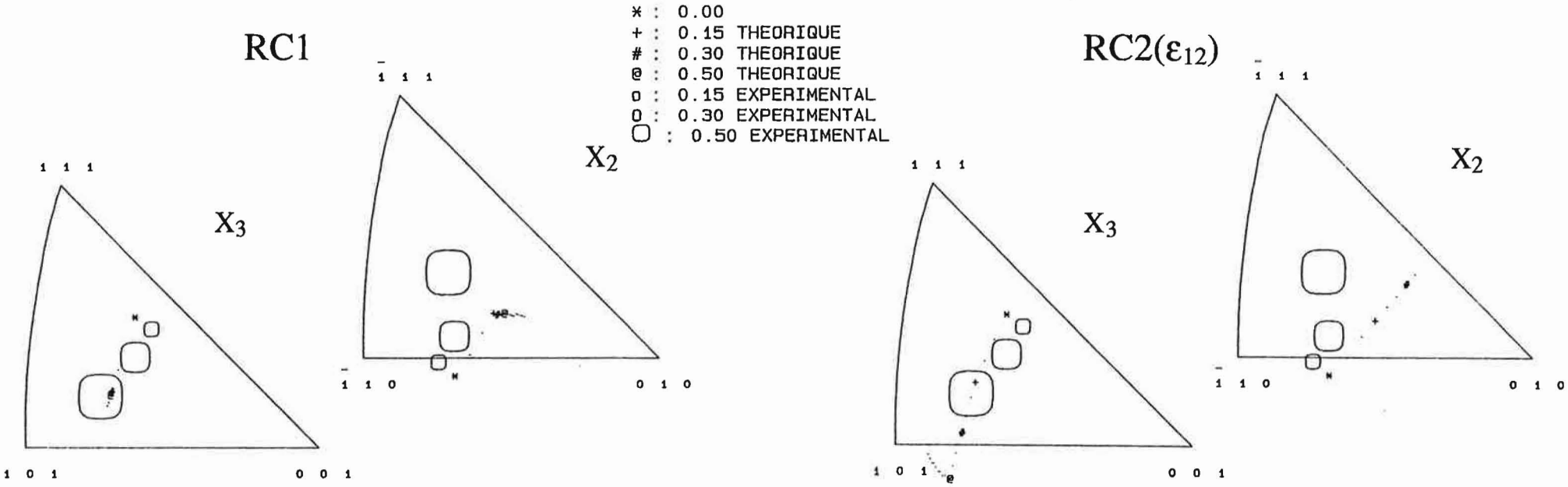
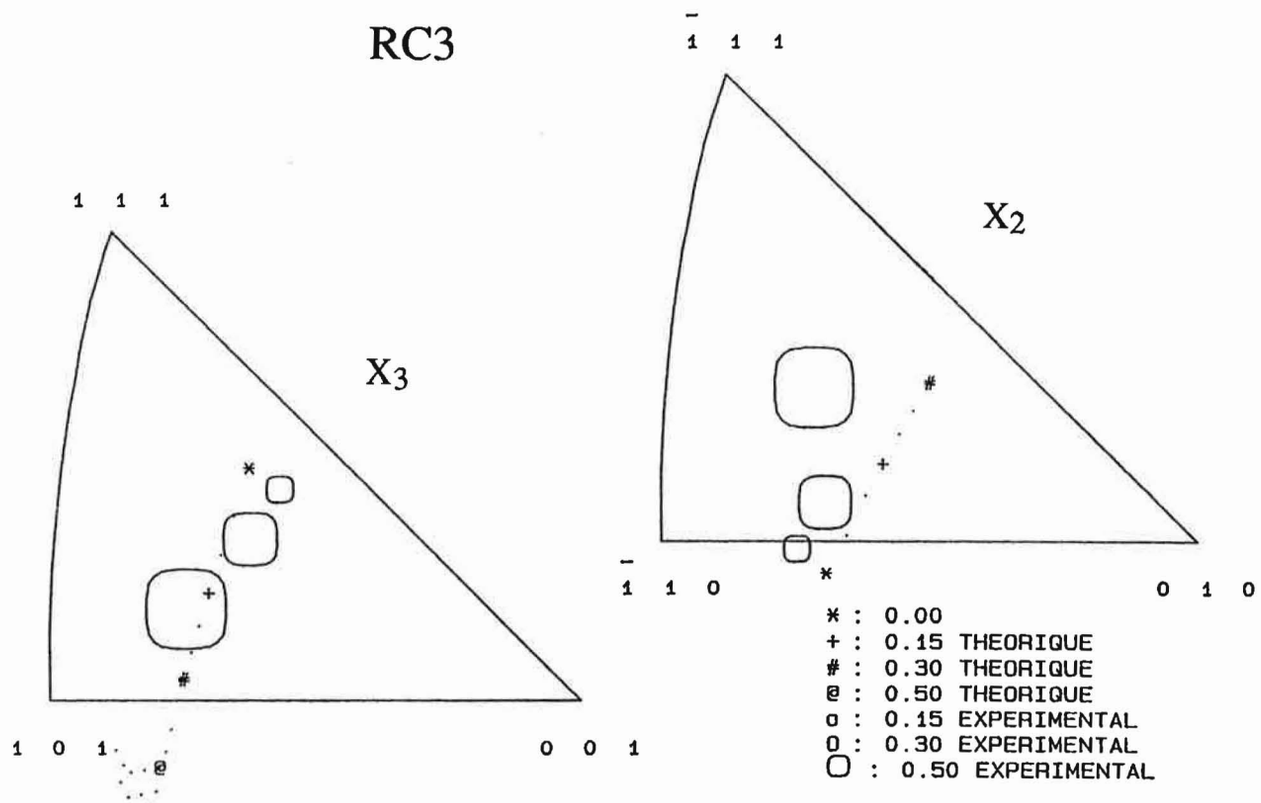


Figure A.II.7: Rotation cristalline théorique (RC3) et expérimentale du grain 4.



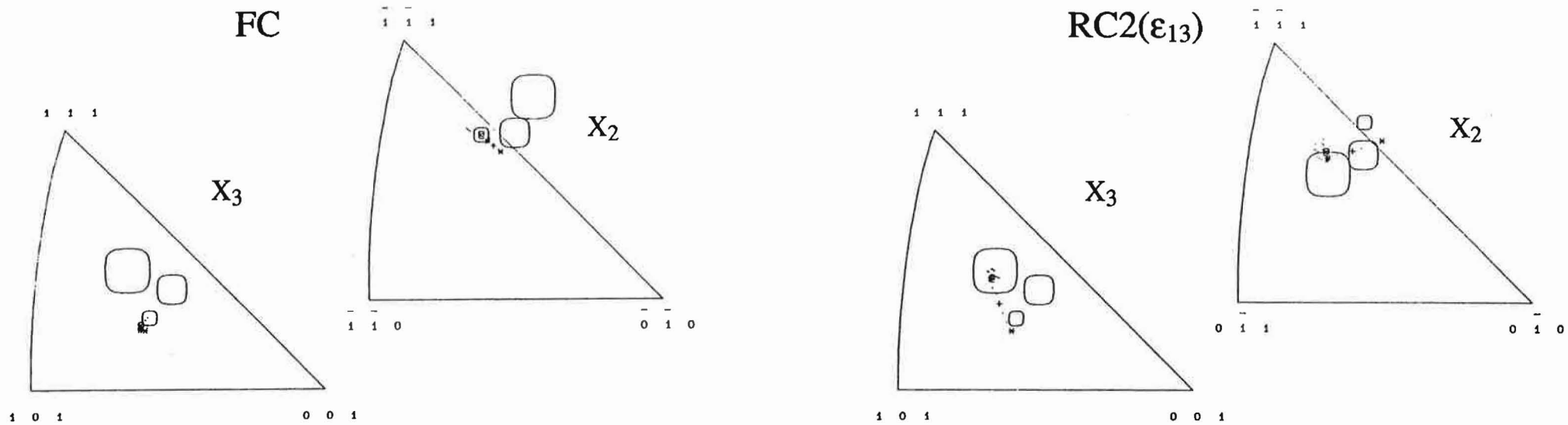


Figure A.II.8: Rotations cristallines théoriques (FC, RC1, RC2(ε_{13}), RC2(ε_{12})) et expérimentale du grain 2.

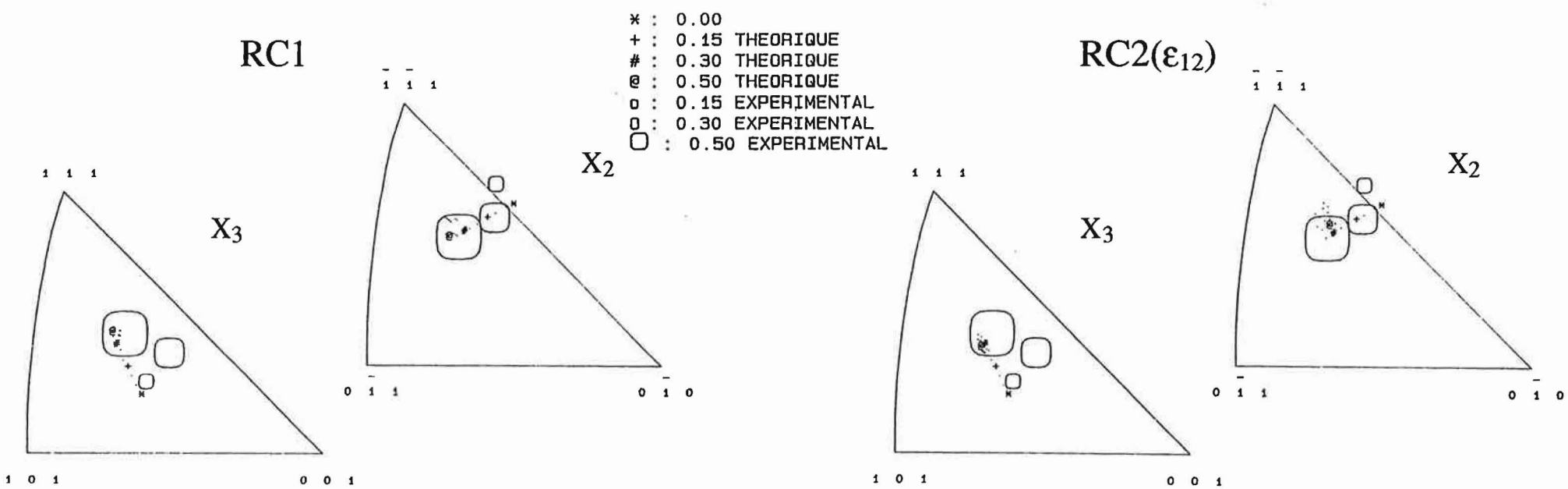
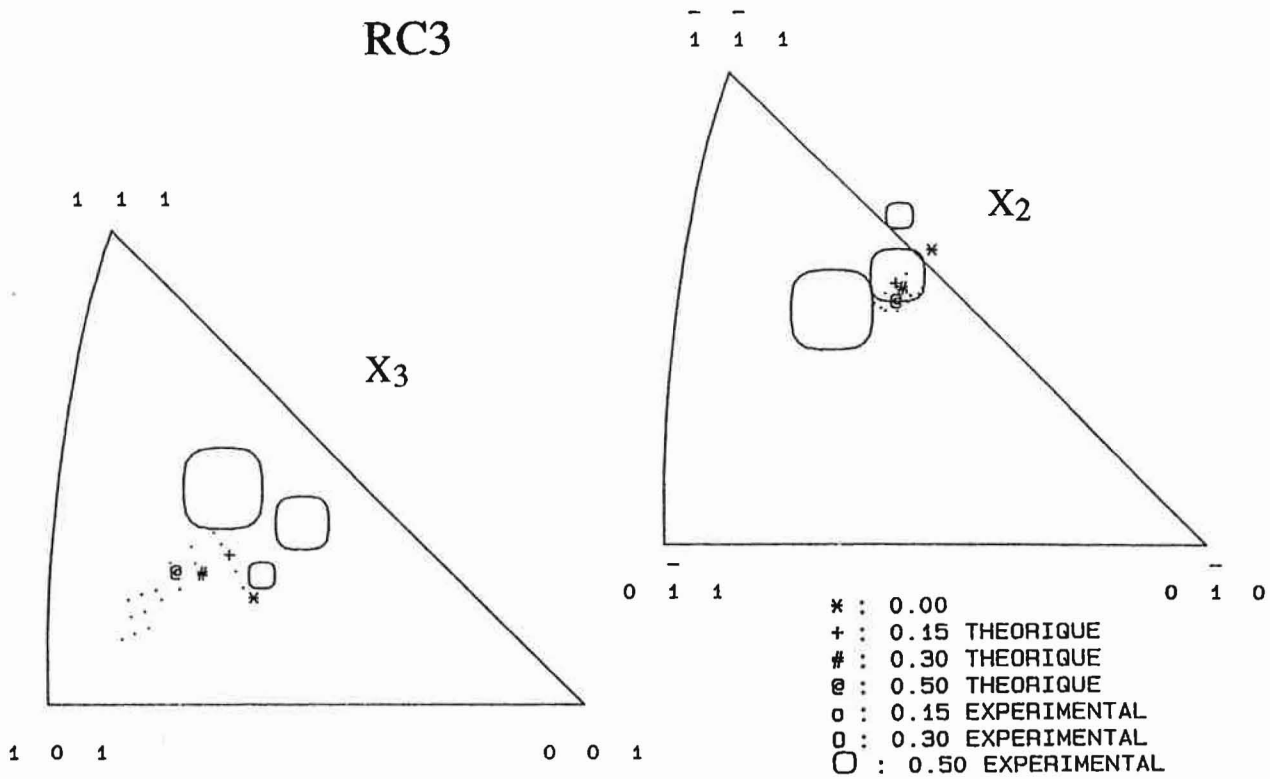


Figure A.II.9: Rotation cristalline théorique (RC3) et expérimentale du grain 2.



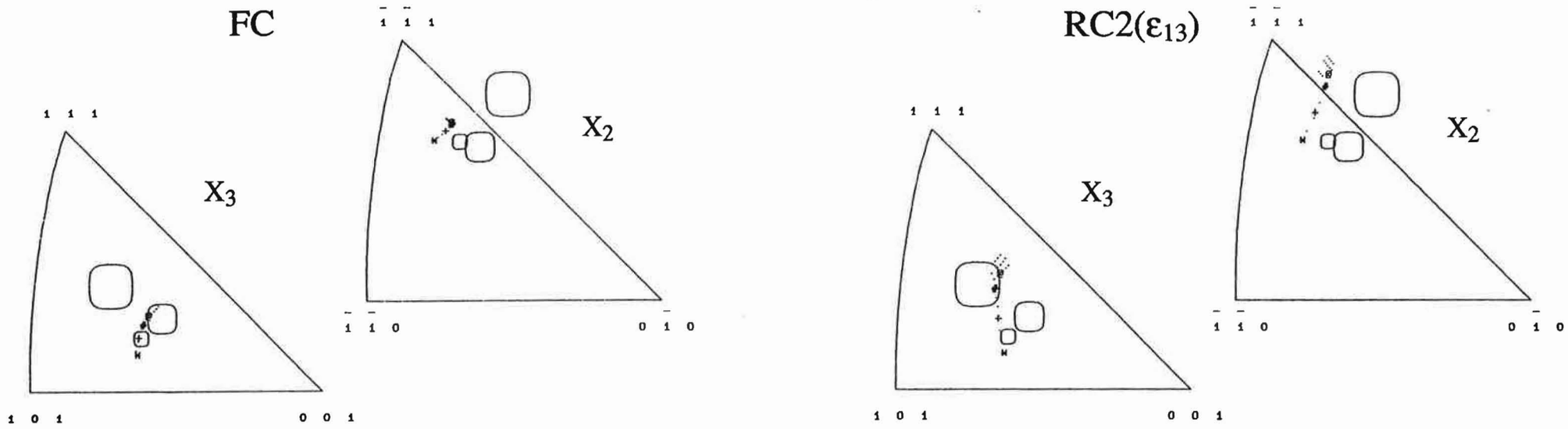


Figure A.II.10: Rotations cristallines théoriques (FC, RC1, RC2(ε_{13}), RC2(ε_{12})) et expérimentale du grain 20.

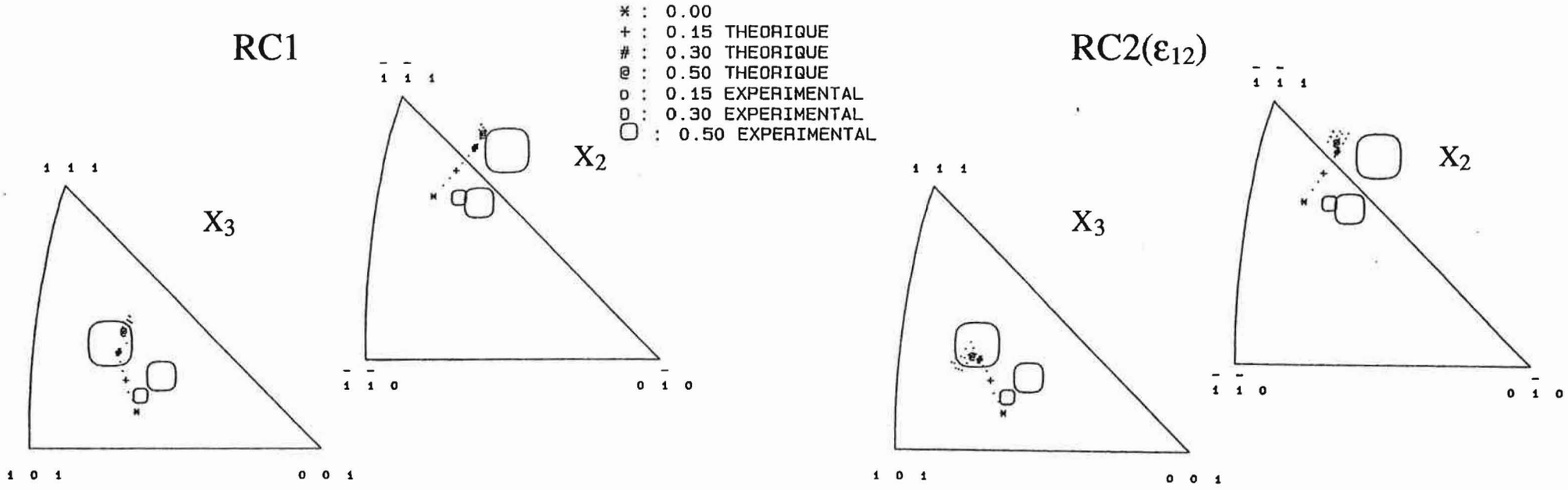
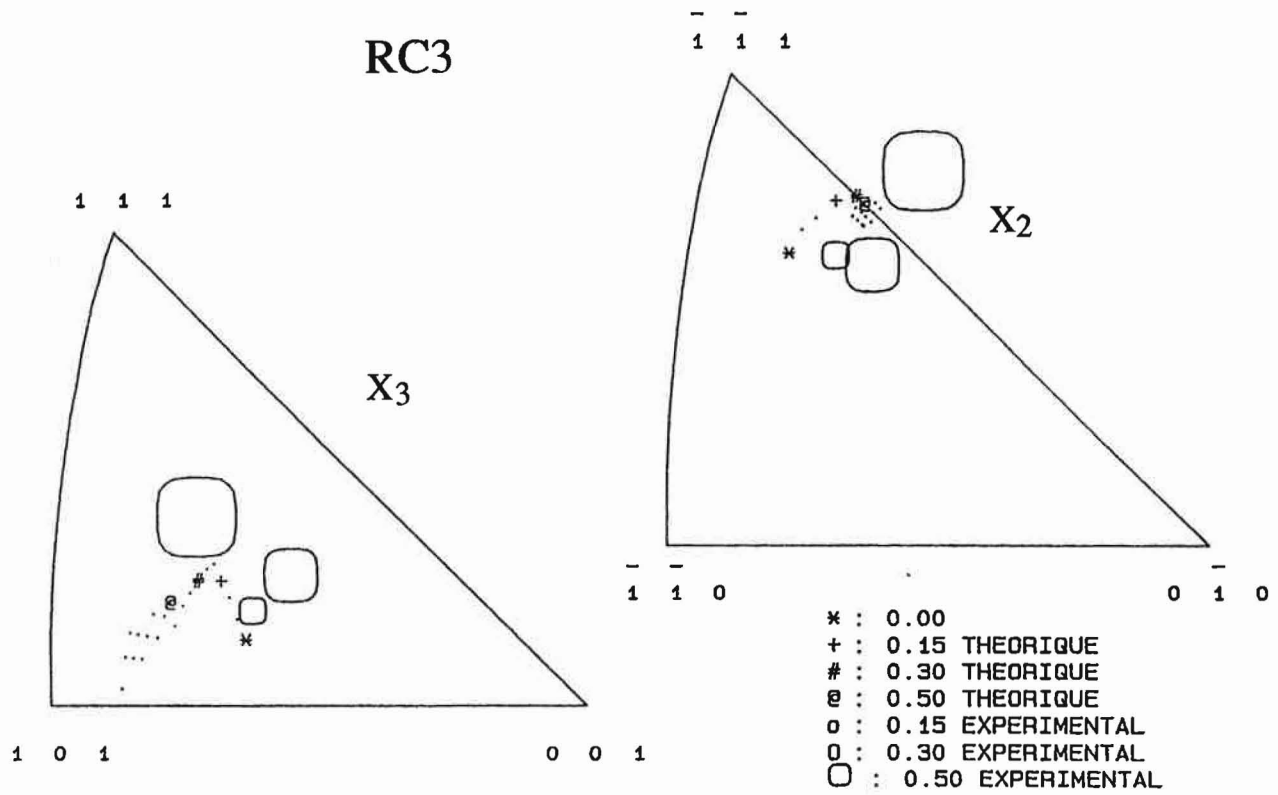


Figure A.II.11: Rotation cristalline théorique (RC3) et expérimentale du grain 20.



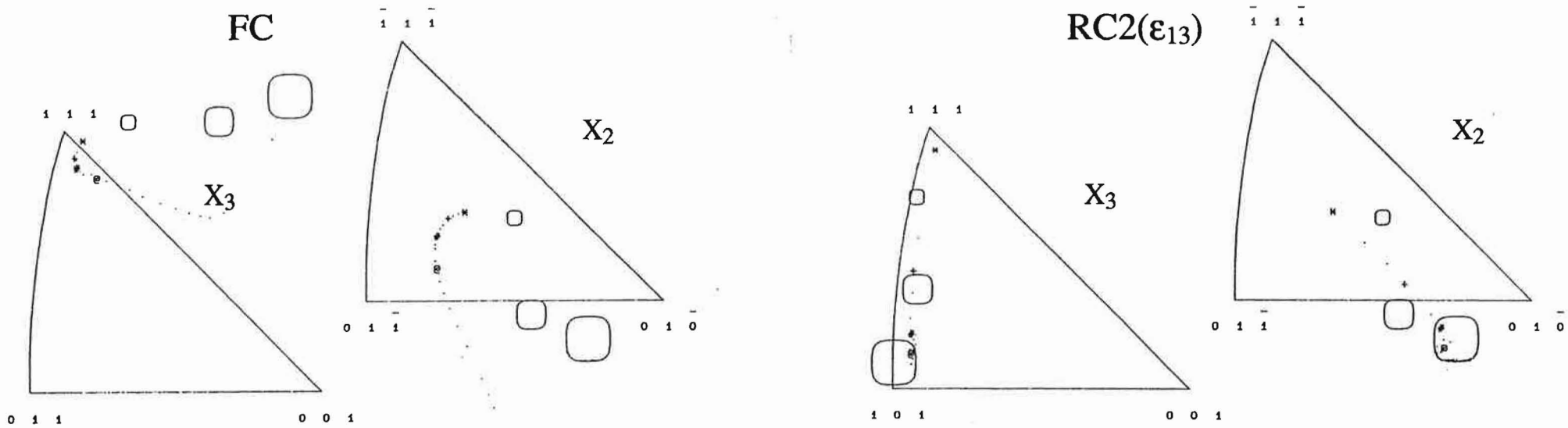


Figure A.II.12: Rotations cristallines théoriques (FC, RC1, RC2(ε_{13}), RC2(ε_{12})) et expérimentale du grain 3.

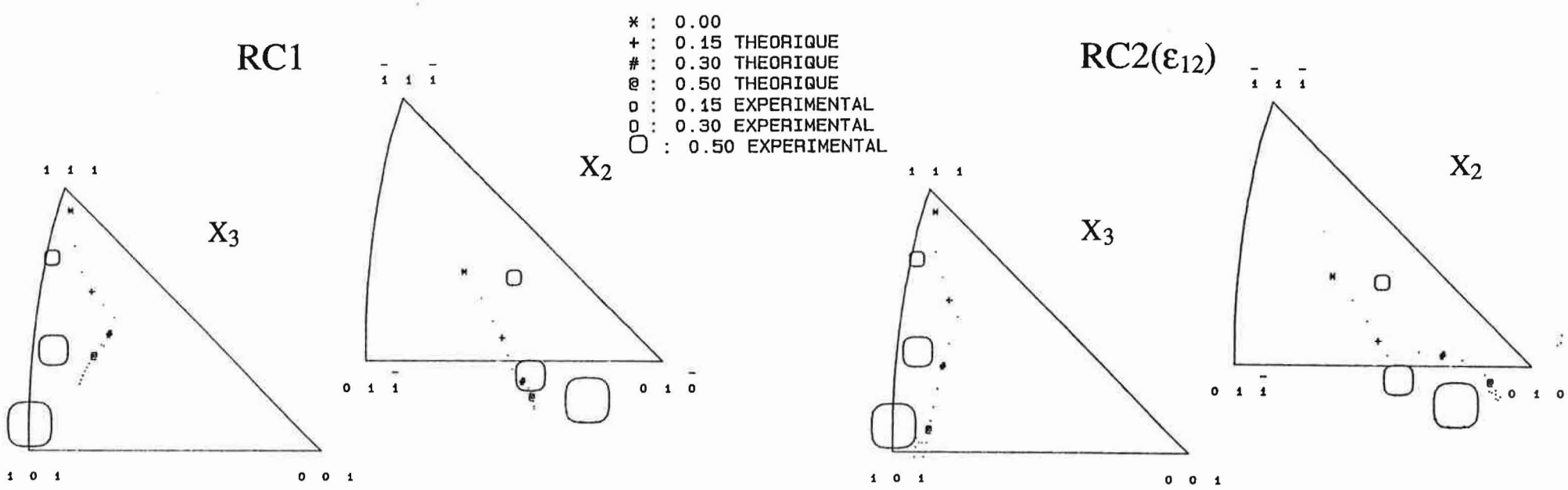
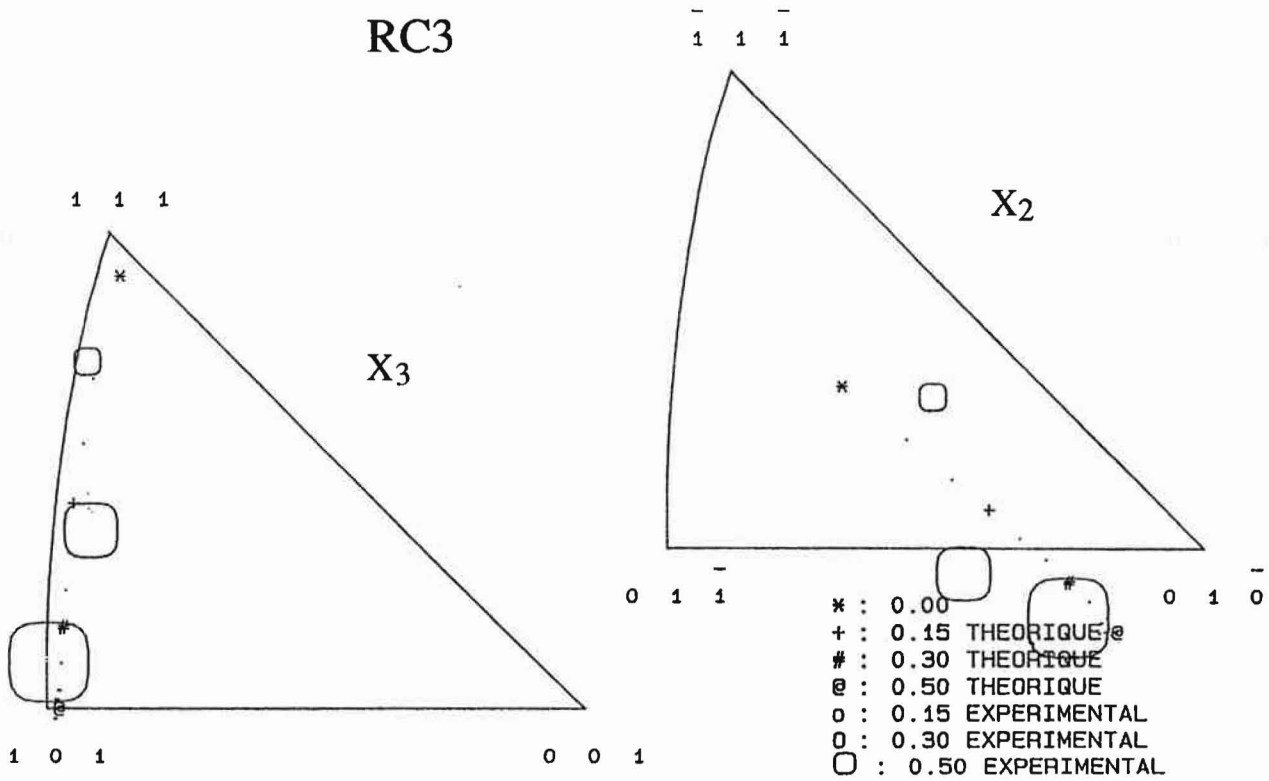


Figure A.II.13: Rotation cristalline théorique (RC3) et expérimentale du grain 3.



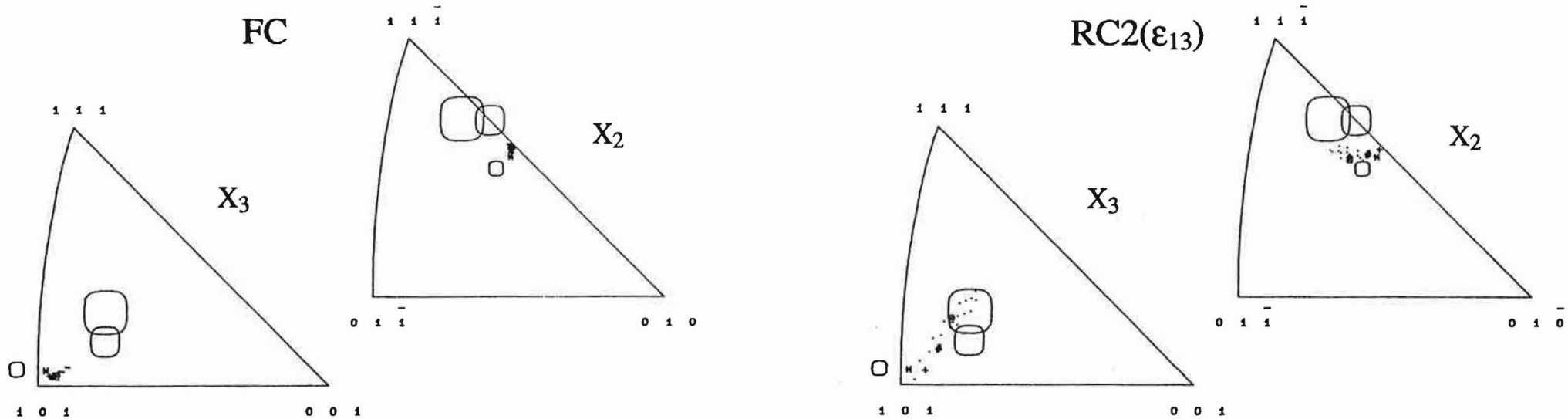


Figure A.II.14: Rotations cristallines théoriques (FC, RC1, RC2(ε_{13}), RC2(ε_{12})) et expérimentale du grain 14.

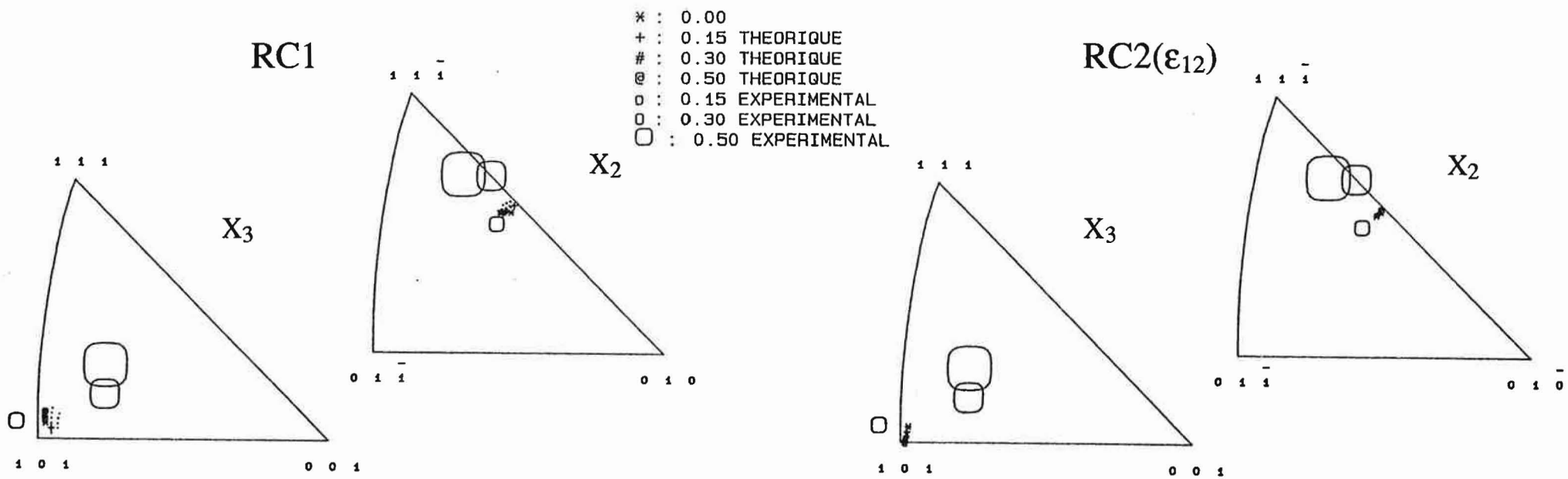
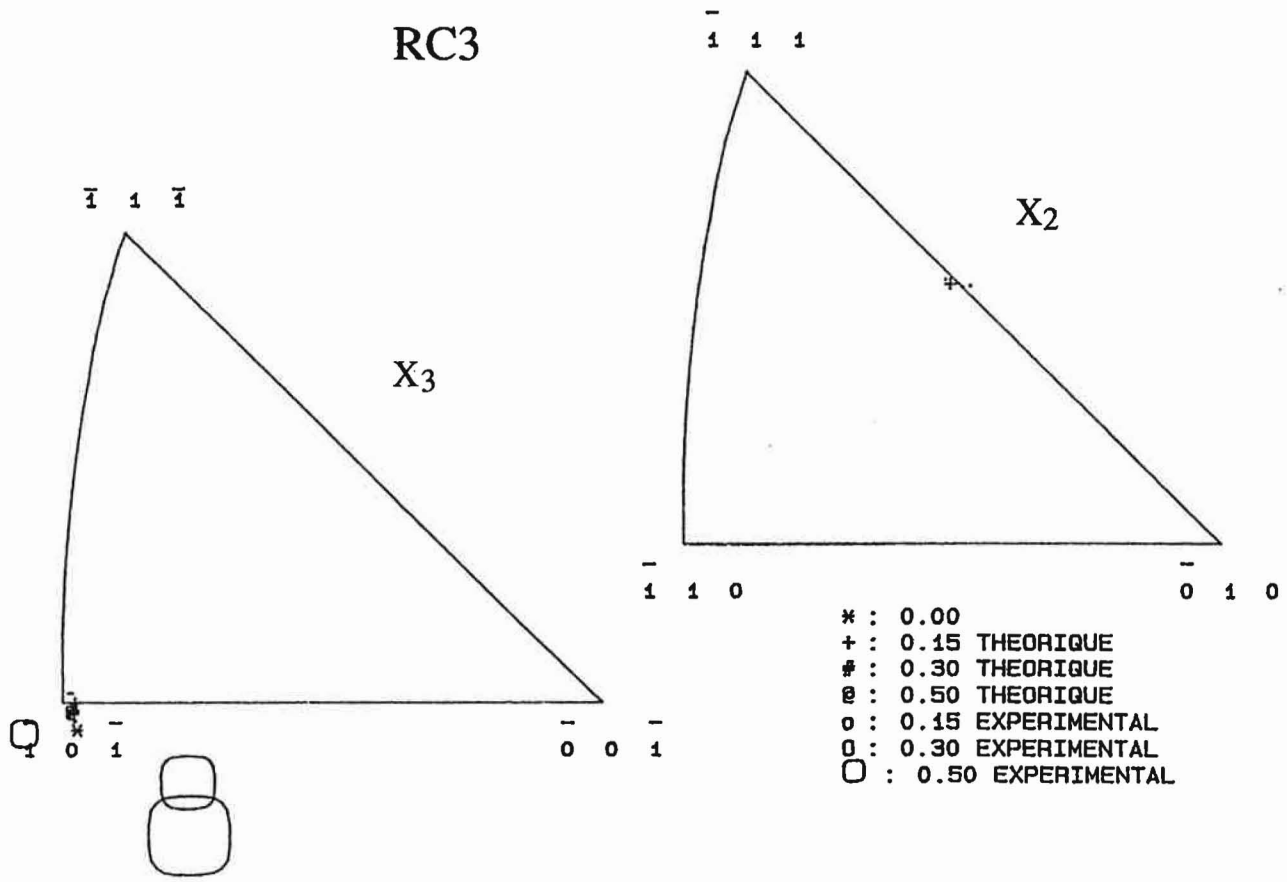


Figure A.II.15: Rotation cristalline théorique (RC3) et expérimentale du grain 14.



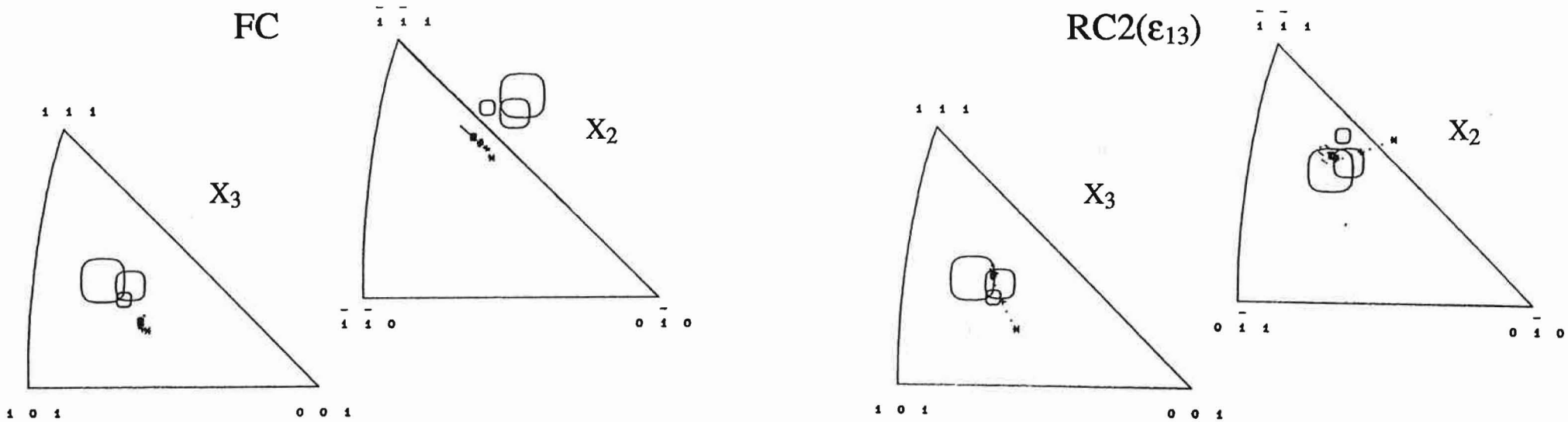


Figure A.II.16: Rotations cristallines théoriques (FC, RC1, RC2(ε_{13}), RC2(ε_{12})) et expérimentale du grain 1.

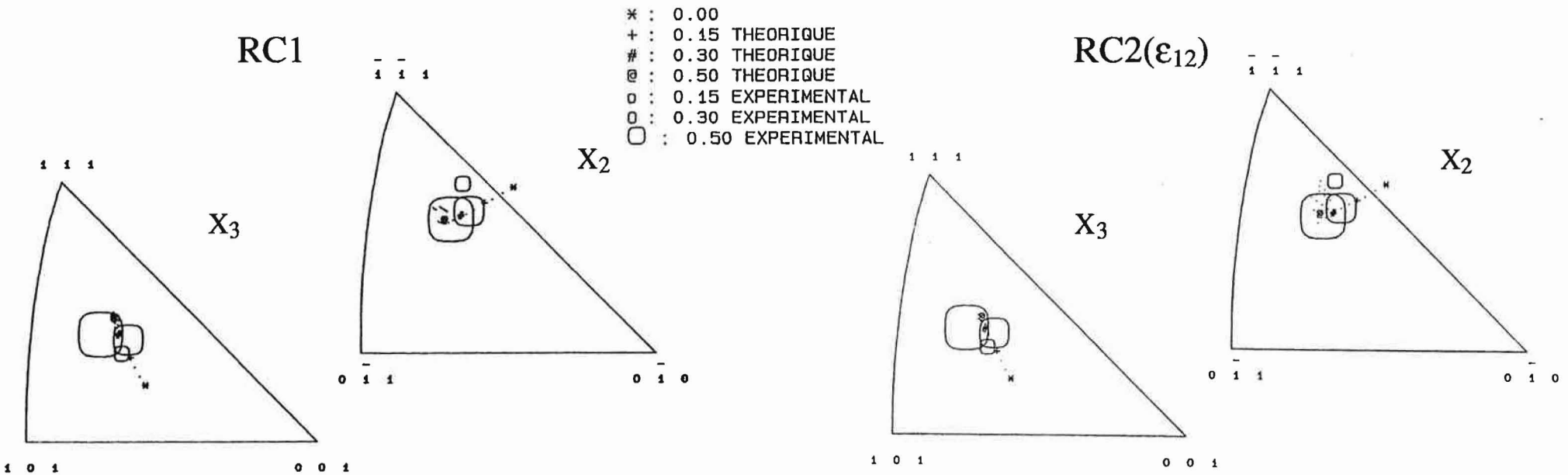
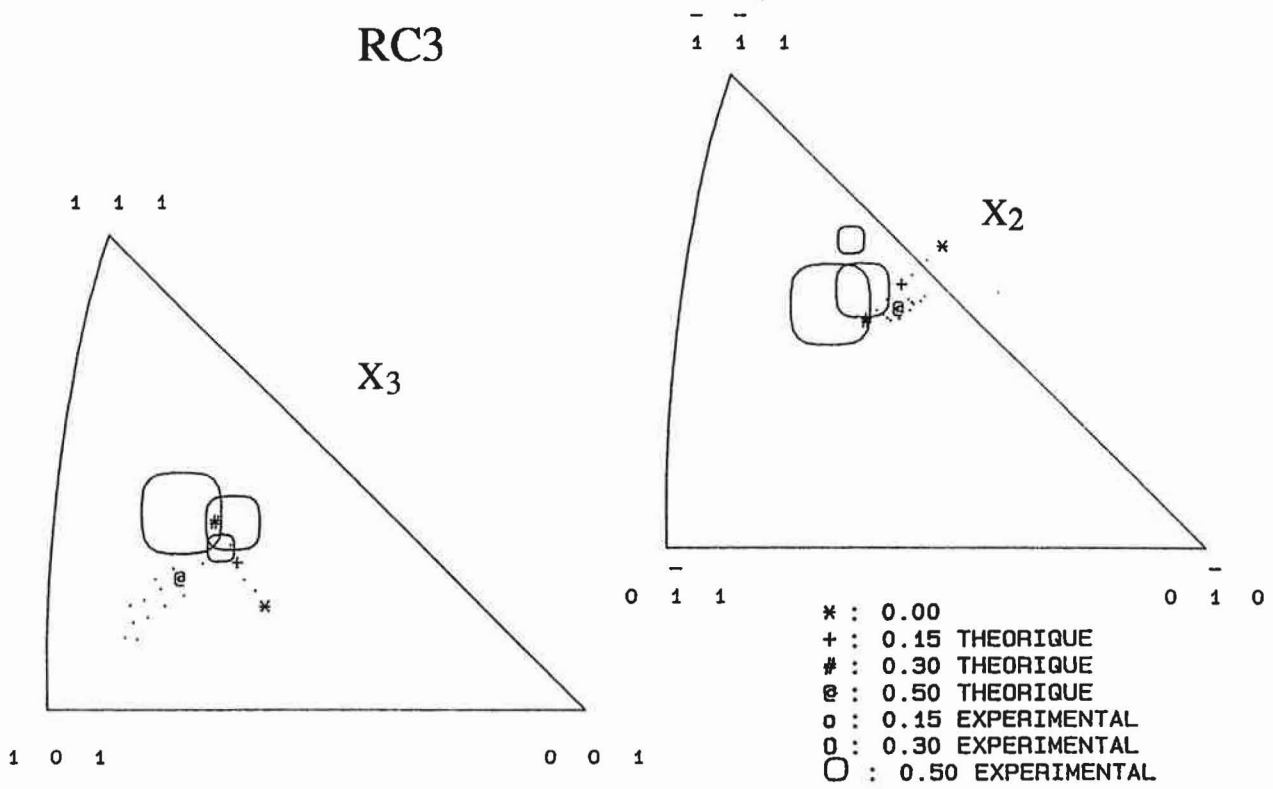


Figure A.II.17: Rotation cristalline théorique (RC3) et expérimentale du grain 1



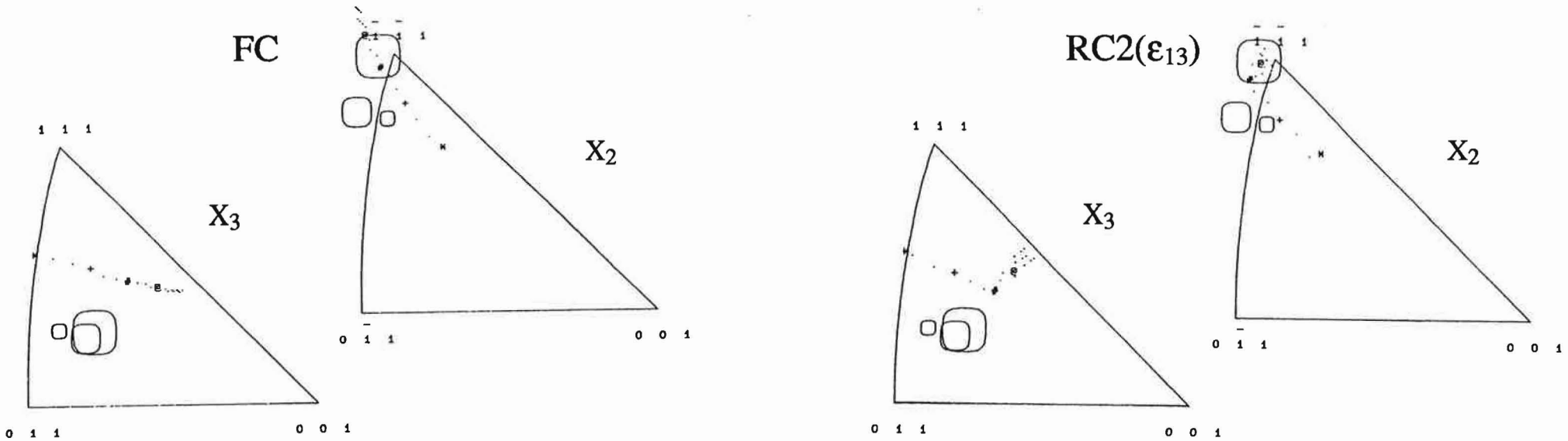


Figure A.II.18: Rotations cristallines théoriques (FC, RC1, RC2(ε_{13}), RC2(ε_{12})) et expérimentale du grain 13.

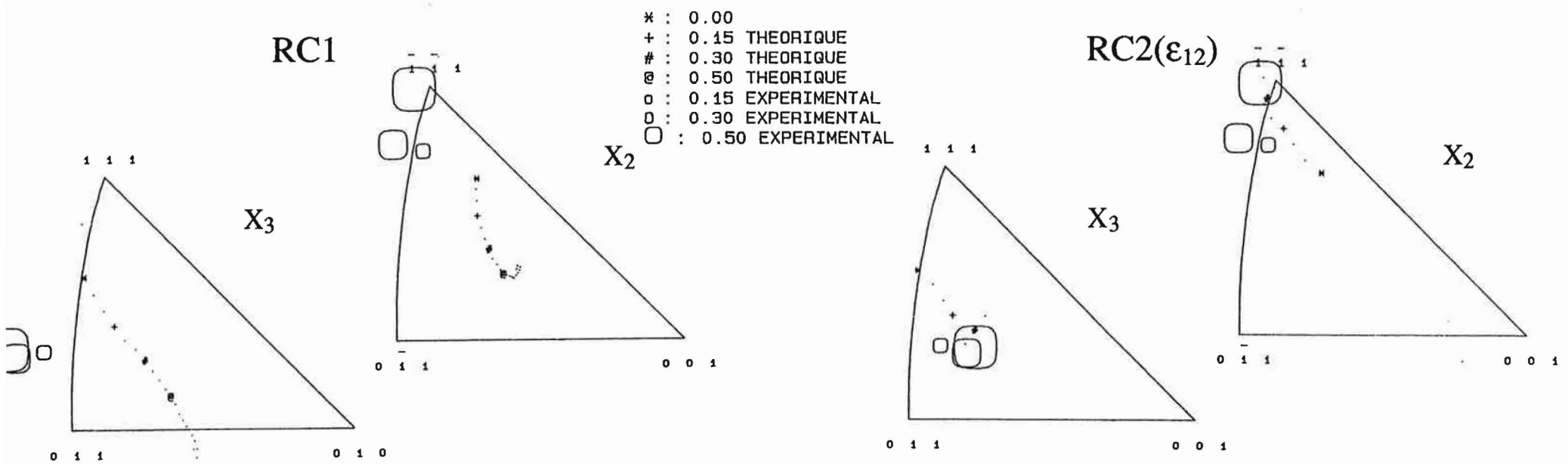
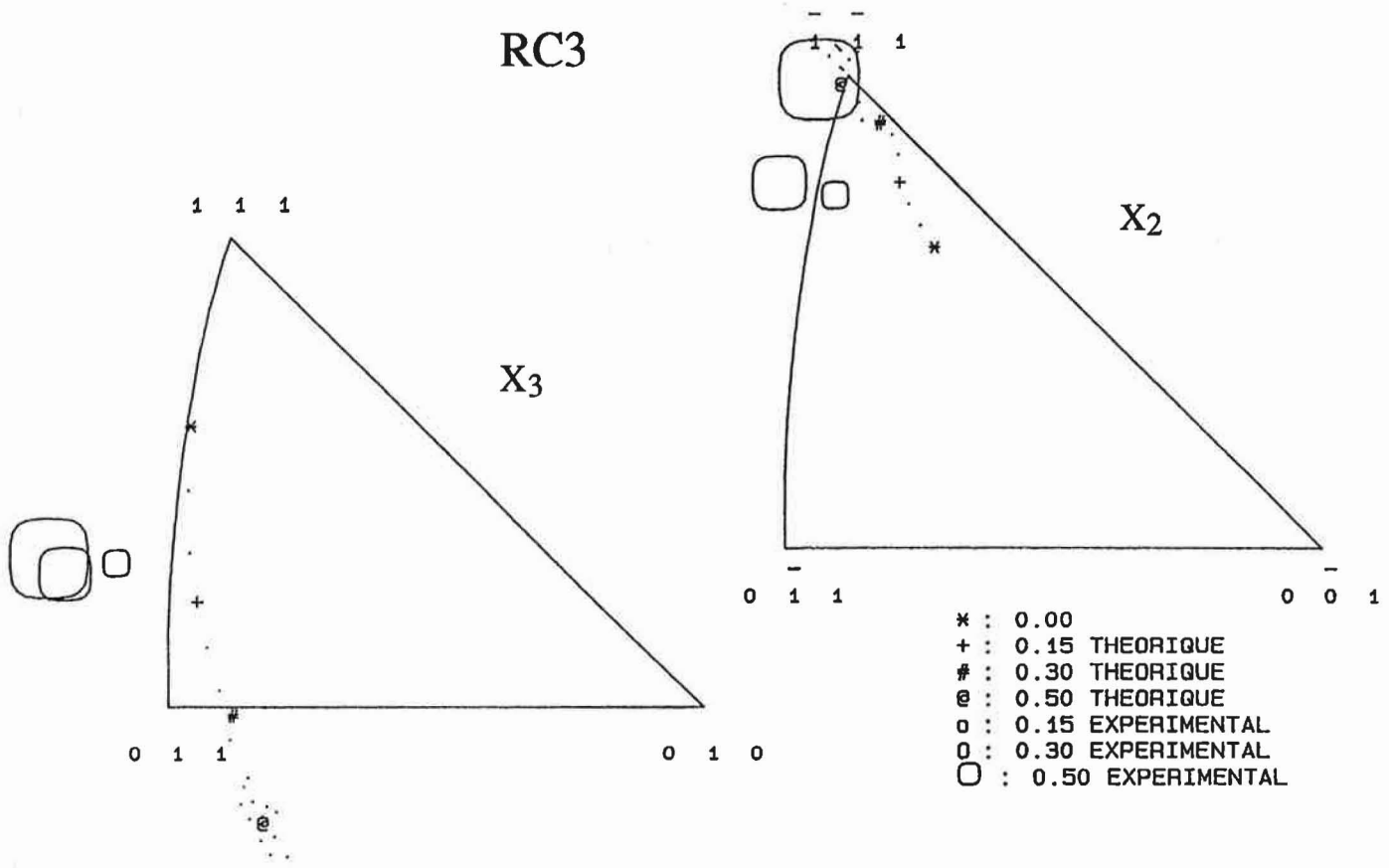


Figure A.II.19: Rotation cristalline théorique (RC3) et expérimentale du grain 13.



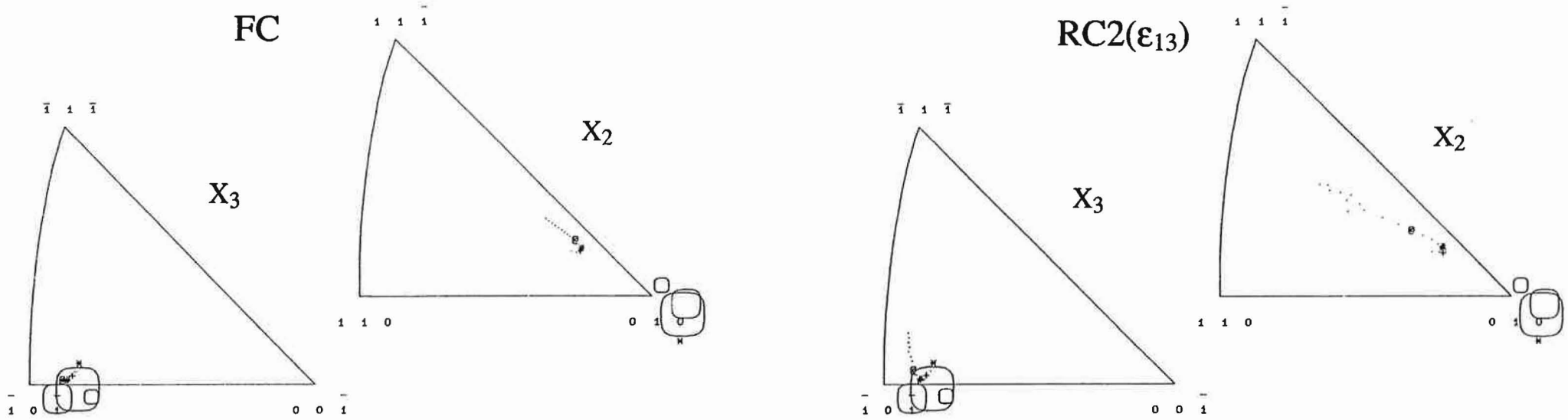


Figure A.II.20: Rotations cristallines théoriques (FC, RC1, RC2(ε_{13}), RC2(ε_{12})) et expérimentale du grain 16.

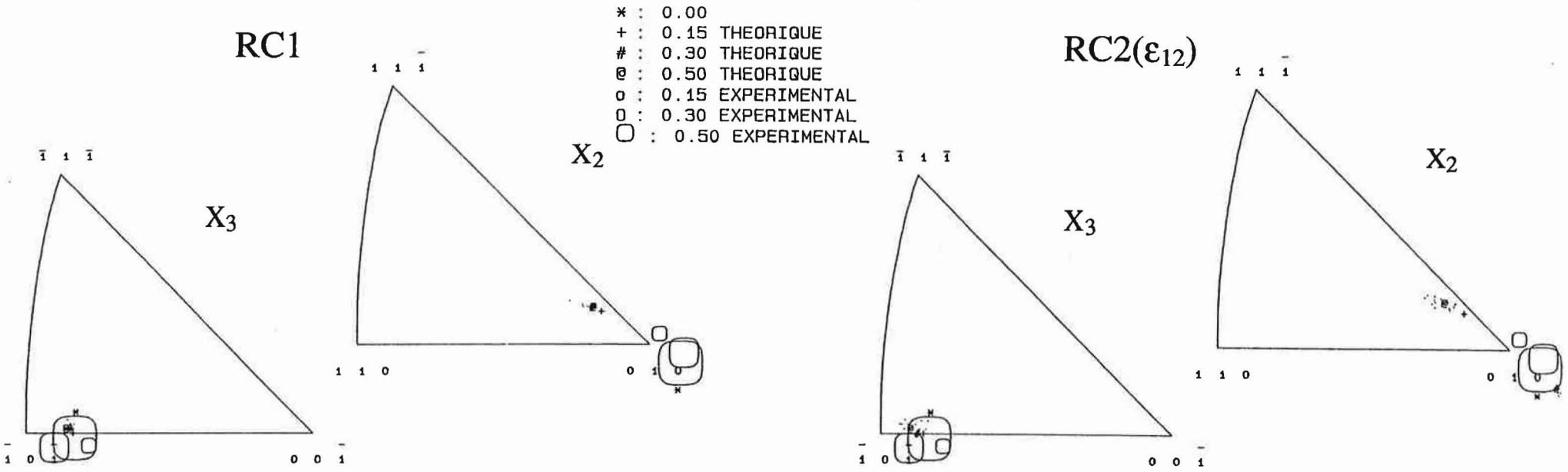
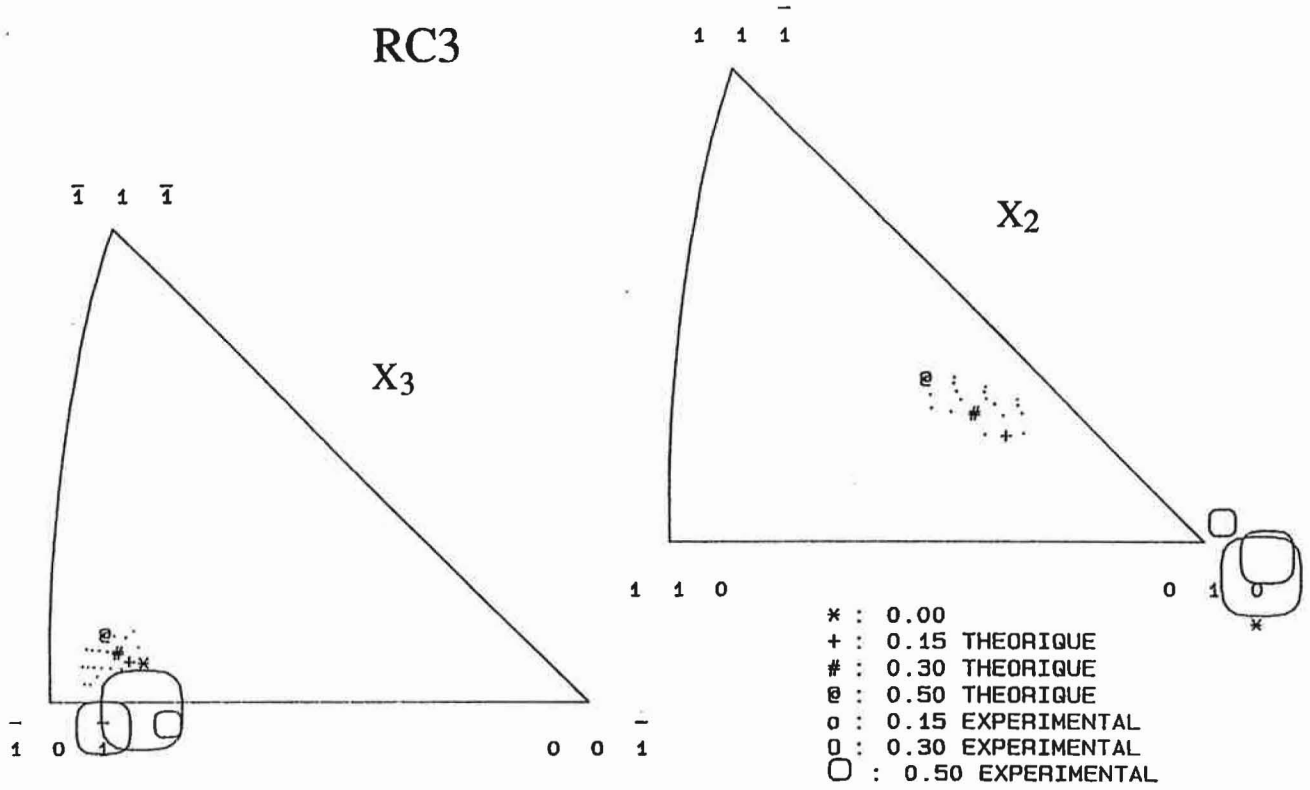


Figure A.II.21: Rotation cristalline théorique (RC3) et expérimentale du grain 16.



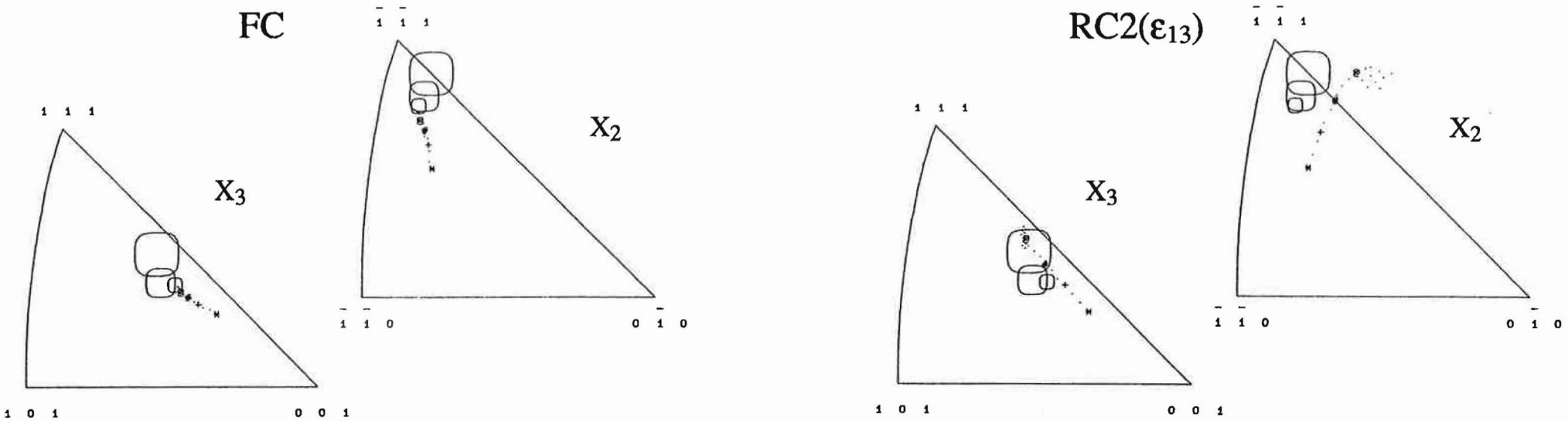


Figure A.II.22: Rotations cristallines théoriques (FC, RC1, RC2(ε_{13}), RC2(ε_{12})) et expérimentale du grain 19.

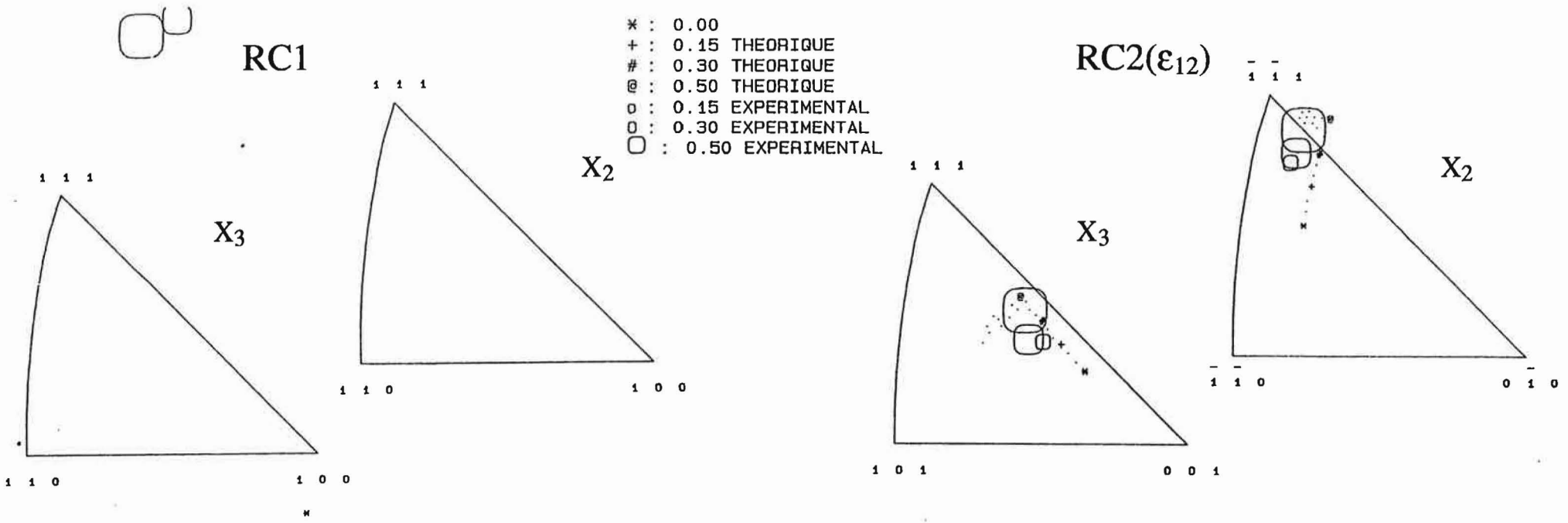
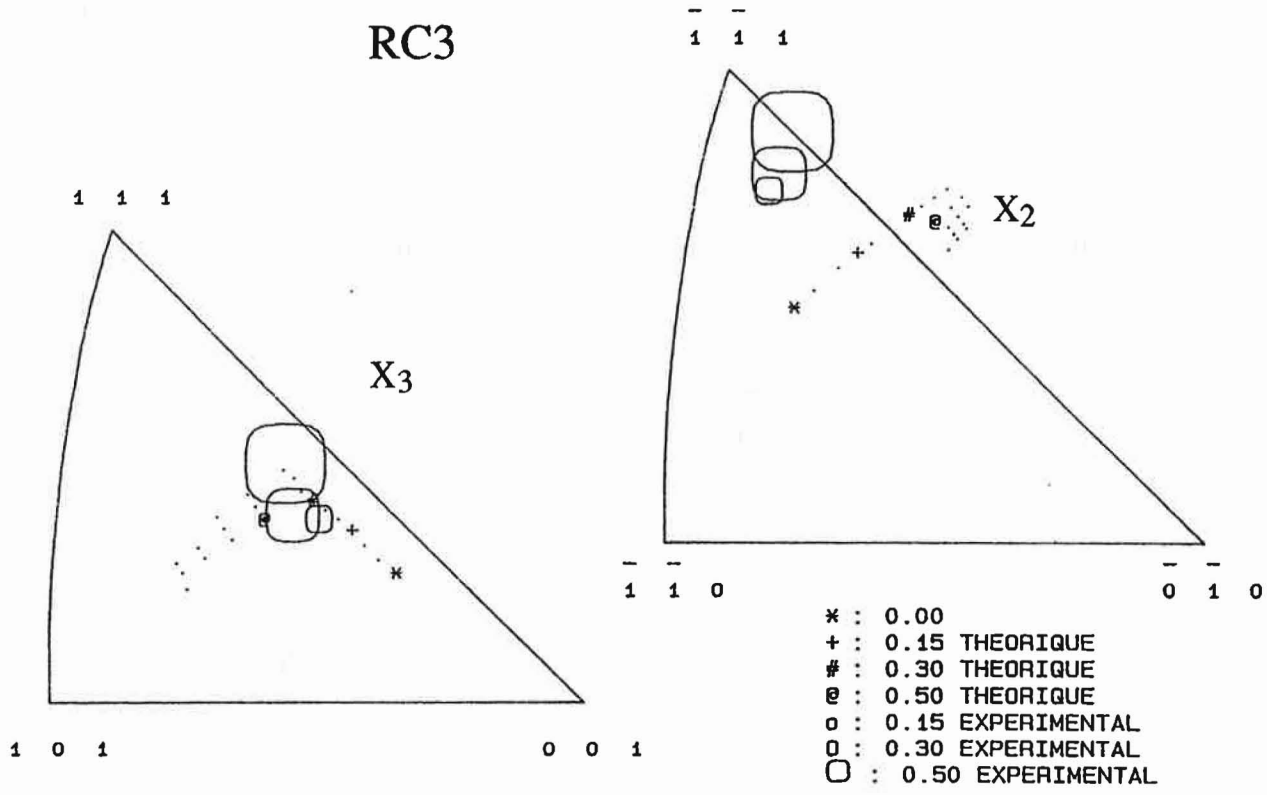


Figure A.II.23: Rotation cristalline théorique (RC3) et expérimentale du grain 19.



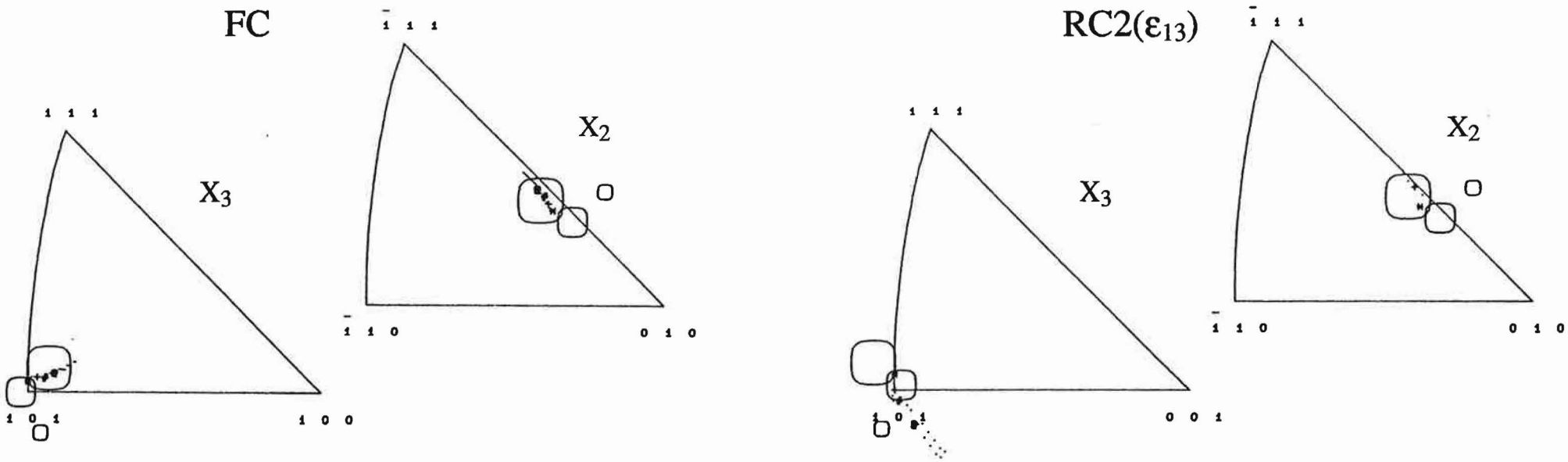


Figure A.II.24: Rotations cristallines théoriques (FC, RC1, RC2(ε_{13}), RC2(ε_{12})) et expérimentale du grain 25.

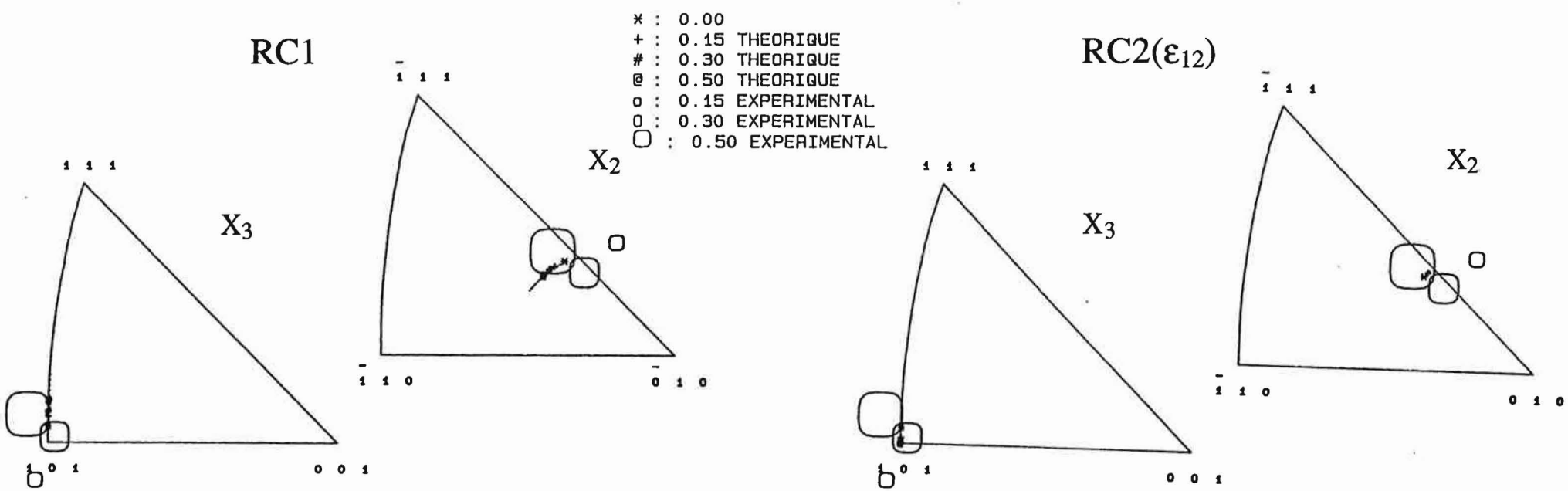
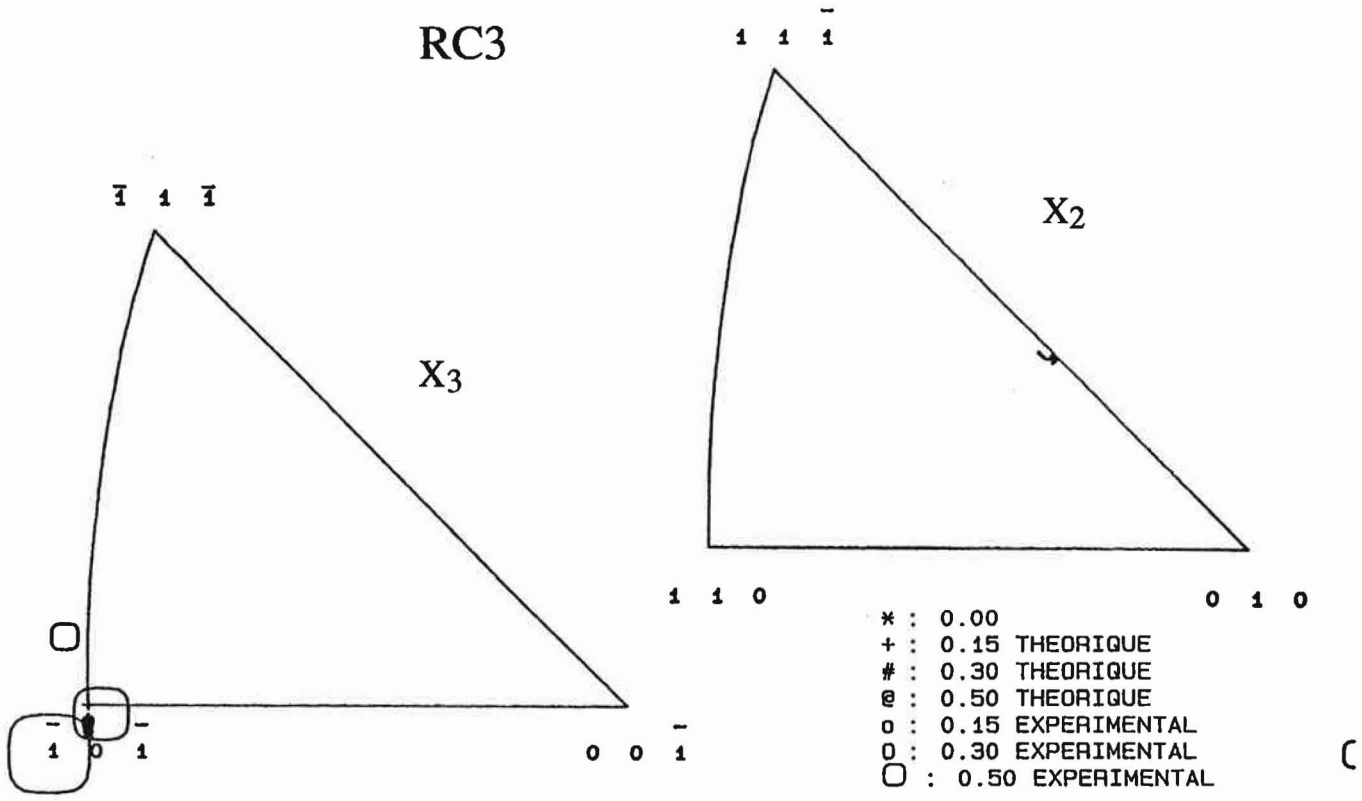


Figure A.II.25: Rotation cristalline théorique (RC3) et expérimentale du grain 25.



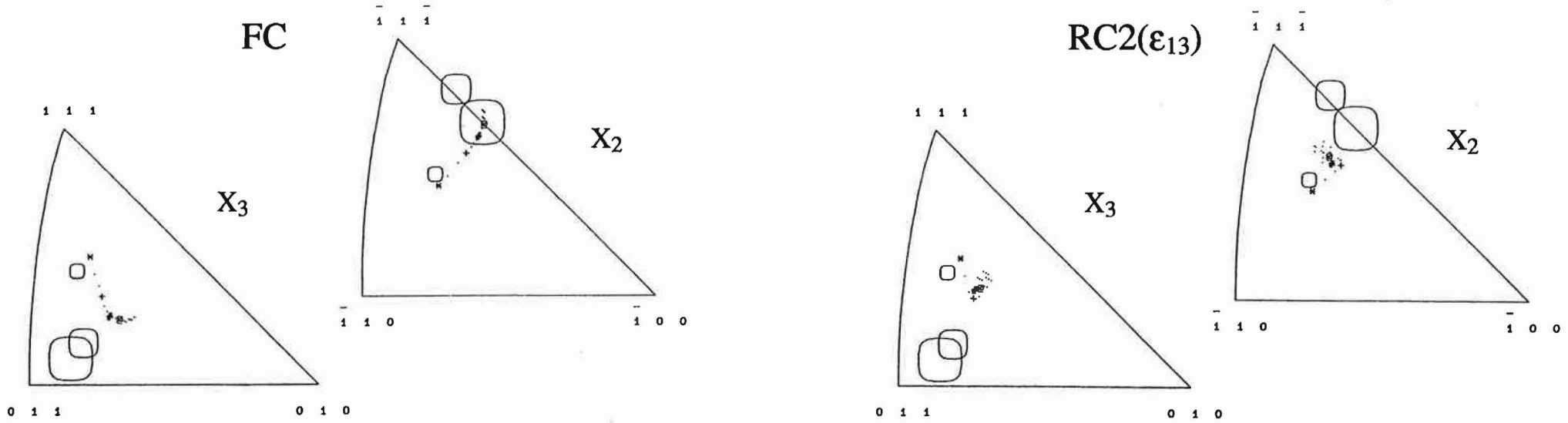


Figure A.II.26: Rotations cristallines théoriques (FC, RC1, RC2(ε_{13}), RC2(ε_{12})) et expérimentale du grain 7.

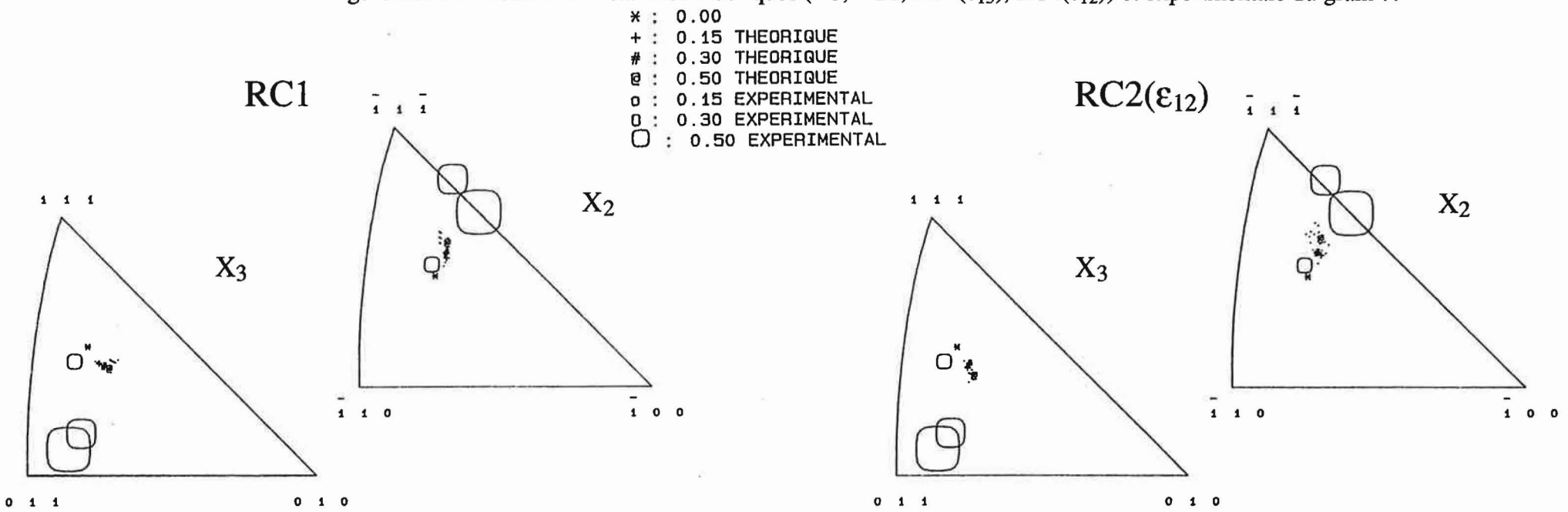
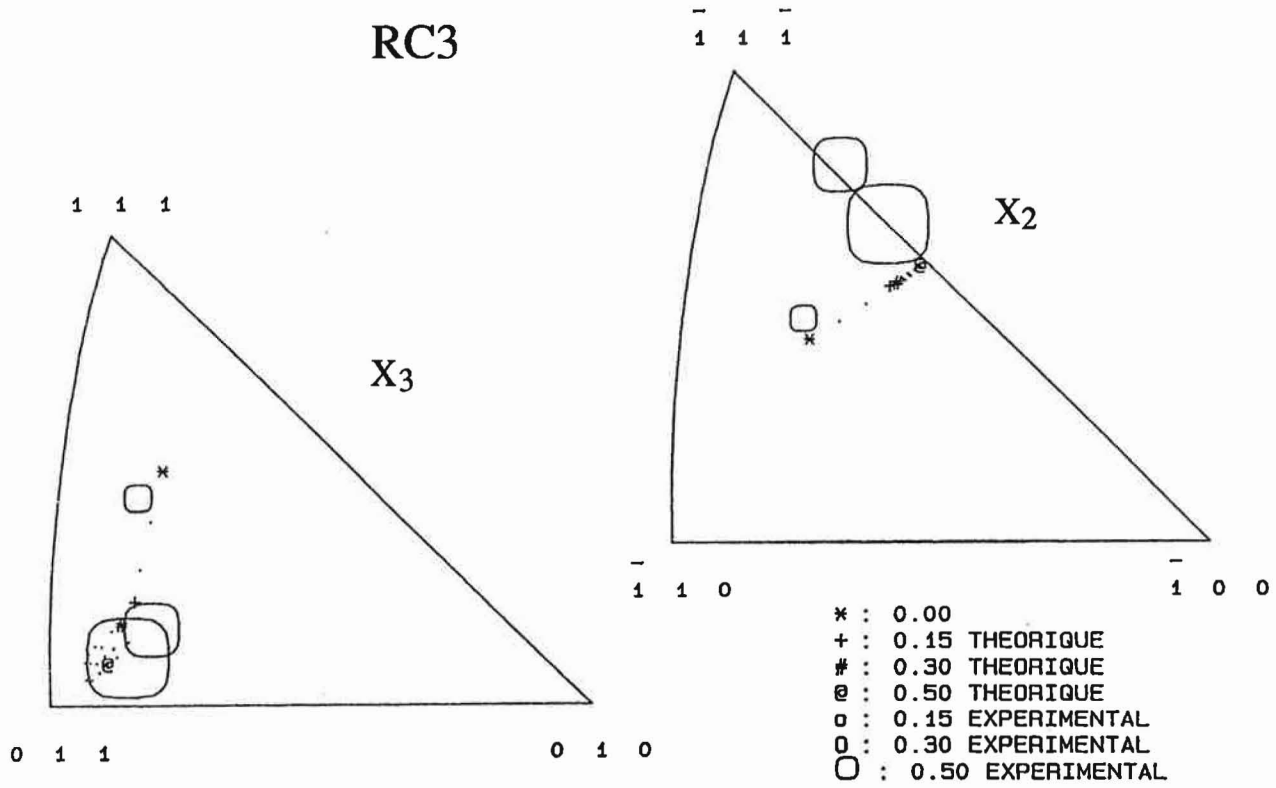


Figure A.II.27: Rotation cristalline théorique (RC3) et expérimentale du grain 7.



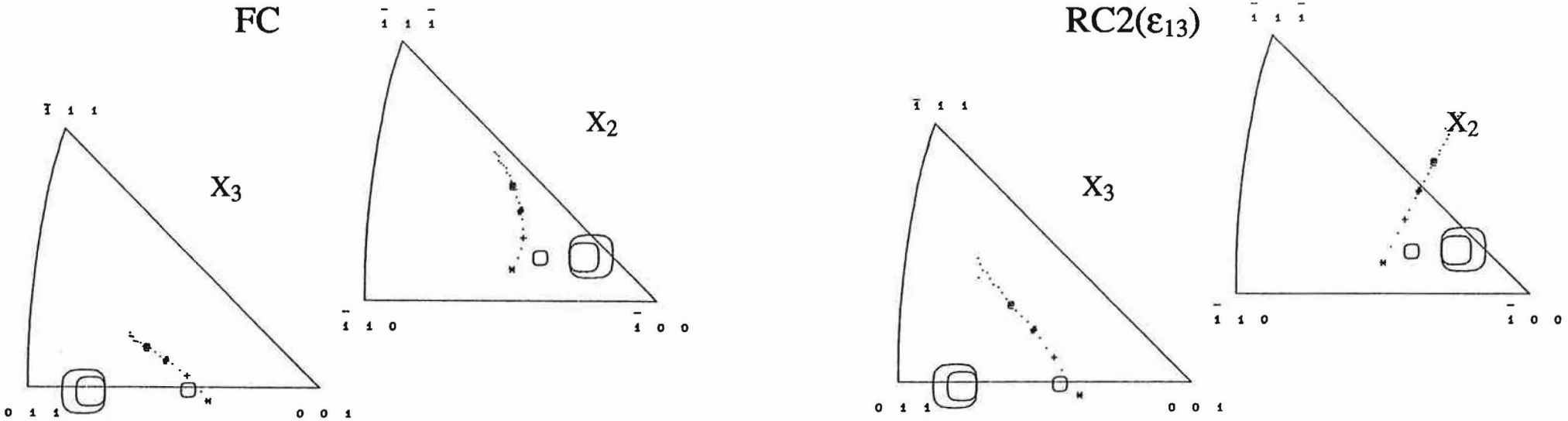


Figure A.II.28: Rotations cristallines théoriques (FC, RC1, RC2(ε_{13}), RC2(ε_{12})) et expérimentale du grain 9.

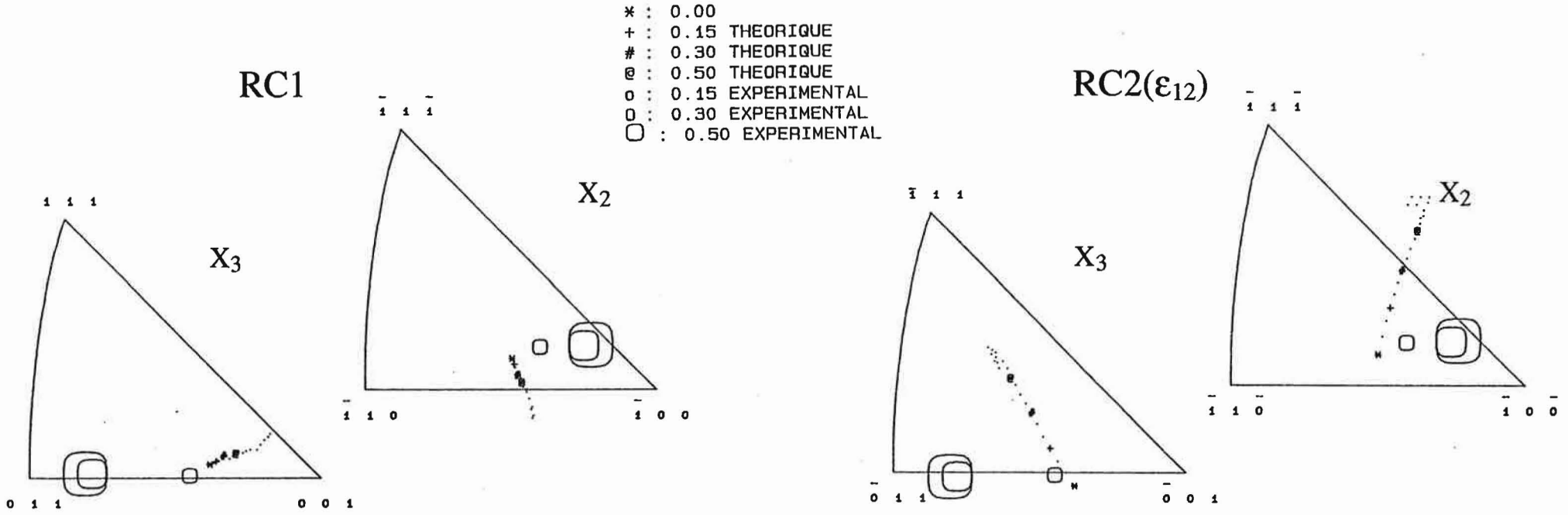
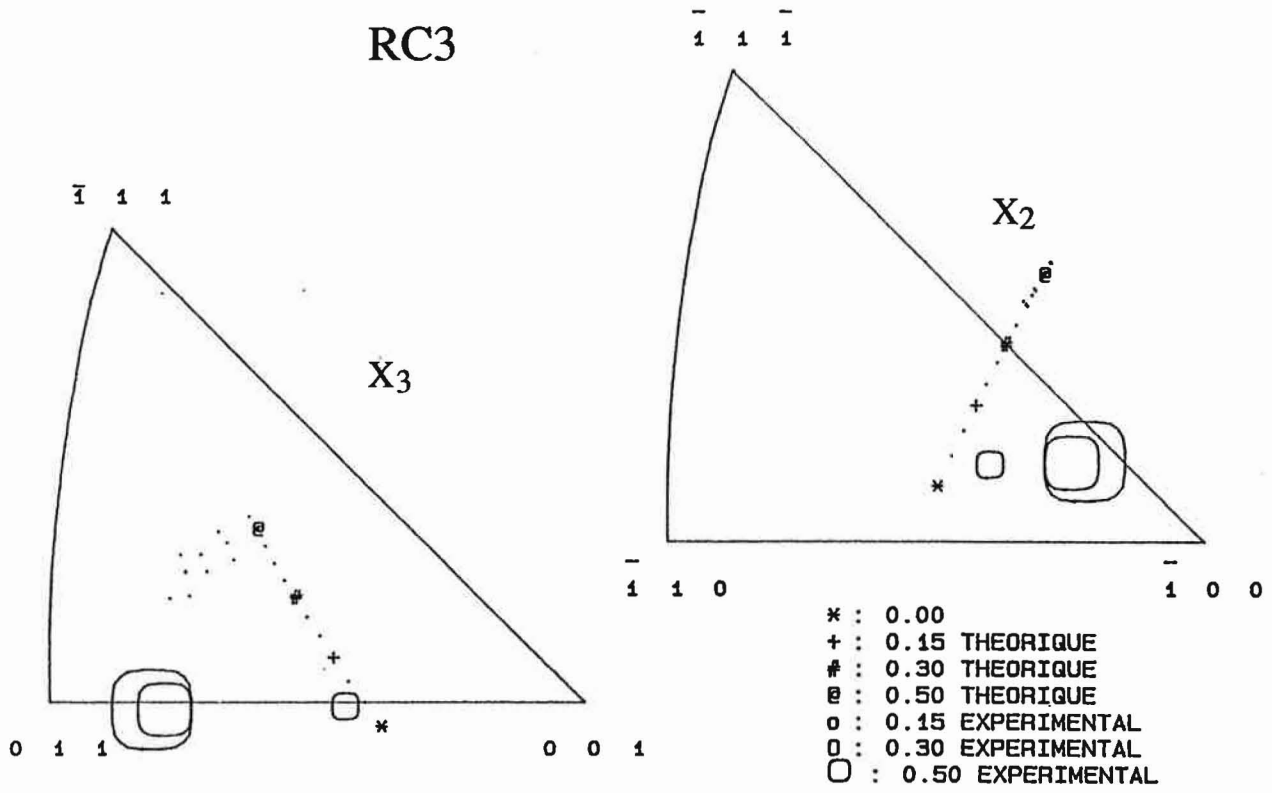


Figure A.II.29: Rotation cristalline théorique (RC3) et expérimentale du grain 9.



ECOLE NATIONALE SUPERIEURE
DES MINES DE SAINT-ETIENNE

N° D'ORDRE: 82MD

Nom: MIZERA Jaroslaw

Sujet: Texture et Anisotropie Plastique d'Alliages Al-Li

Spécialité: Sciences et Génie des Matériaux

Mots-clés: Alliages Al-Li; Grande Déformation Plastique; Traitements Thermomécaniques; Texture et Microstructure; Anisotropie Plastique; Relation Microstructure-Texture; Compression Plane; Texture Locale.

Résumé:

Le rôle spécifique des éléments d'alliage Li, Zr et Cu dans les alliages Al-Li est déterminé en termes de leur influence sur l'évolution de la texture pendant un laminage et de leur incidence sur l'anisotropie plastique. Trois alliages modèles (Al-2,3% Li; Al-2,3% Li-0,1% Zr; Al-2,3%- 1,2% Cu-0,1% Zr) sont laminés à chaud et à froid jusqu'à une réduction d'épaisseur de 92%. L'évolution de la texture et l'anisotropie des propriétés mécaniques de ces alliages sont caractérisées systématiquement au cours de la déformation. Les résultats de l'analyse quantitative de la texture sont utilisés dans les modèles CMTP et TAYLOR pour prévoir l'anisotropie plastique.
Les évolutions de la texture et l'anisotropie plastique sont également déterminées pour deux alliages industriels: 8090 et 2091.

L'analyse de la microtexture est effectuée en utilisant les techniques de microdiffraction (ECP et EBSD). L'un des buts de cette étude consistait à déterminer une répartition spatiale d'orientations des grains et, en particulier, à vérifier le modèle de décomposition d'une composante Goss vers une composante Laiton (L).
L'analyse sur le plan d'extrusion révèle une progression (dans la plupart des cas continue) de l'orientation Goss vers L et, après laminage à chaud, une forte présence de paires de grain L^+, L^-, ce qui est en accord avec le modèle de décomposition de Goss autour de DN en deux variantes symétriquement équivalentes de L.
On constate également une forte proportion (≈50%) de grains dont les orientations forment un gradient continu le long de la fibre β des composantes de laminage à chaud (L↔S↔Cu).